XVII Международная конференция

“Физика прочности и пластичности материалов”

23-25 июня 2009 г.
Самара

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

МЕХАНИЗМЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕЗОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Елсукова Т. Ф., Панин В. Е., Ваулина О. Ю., Попкова Ю. Ф.[1]

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
root@ispms.tomsk.ru
[1]Томский политехнический университет, Томск, Россия

Исследованы механизмы знакопеременной интенсивной пластической деформации (ИПД) на мезомасштабных уровнях высокочистого алюминия в специфических условиях. Поликристаллические фольги высокочистого алюминия различной толщины наклеивали на более жесткие образцы технического титана или алюминия и нагружали знакопеременным изгибом при комнатной температуре в режиме многоцикловой усталости. Более жёсткая подложка нагружалась упруго, а фольга – пластически.

Изучали изменение деформационного рельефа, возникающего на лицевой стороне фольги по мере увеличения числа циклов нагружения. При сверхвысоких степенях деформации фольгу отклеивали и изучали деформационный рельеф на ее обратной (ранее закрепленной) поверхности.

На начальной стадии нагружения в зернах фольги развивались обычные кристаллографические сдвиги дислокационной деформации. Однако при большом числе циклов (до $1{,}7.10^7$) на лицевой поверхности фольг выявлены сильно выраженные эффекты аномального массопереноса и некристаллографической деформации в условиях ИПД:

- возникновение крупных клеток экструдированного материала, стороны которых ориентированы по сопряженным направлениям τ_{max};
- развитие аномально высокой пористости и локального «холодного растворения» материала фольги;
- образование хрупкой поверхностной пленки химического соединения Al-S-O-C, которая отслаивается в зонах экструзии материала, обнаруживая на поверхности фольги мелкую (~1 мкм) твидовую структуру.

Установлено резкое различие механизмов ИПД на лицевой (свободной) и обратной (закрепленной) сторонах приклеенной фольги, деформирующихся в разных граничных условиях, и зависимость степени этого различия от толщины фольги:

- на обратной стороне фольги, как следствие её гидростатического сжатия, отсутствуют микропористость и аномальные эффекты массопереноса;
- для обратной стороны фольги характерно зигзагообразное распространение мезополос локализованной пластической деформации по сопряженным направлениям τ_{max}, которое развивается после снятия фольги;
- самоорганизация зигзагообразных пластических сдвигов на мезомасштабном уровне связана с поворотными модами деформации.

Ключевую роль в смене механизмов интенсивной пластической деформации вплоть до разрушения материала играет аномальное возрастание в деформируемом твёрдом теле степени его термодинамической неравновесности. Анализ выявленных механизмов ИПД проведён на основе совместных подходов неравновесной термодинамики и физической мезомеханики структурно-неоднородных сред.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОУРОВНЕВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ВАРИАЦИИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Деревягина Л. С., Панин В. Е., Гордиенко А. И.

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

Вязкому разрушению предшествует стадия локализованного пластического течения. Из литературы известно, что экспериментальное изучение зон пластичности, предшествующих разрушению, осуществляли разными методами: металлографическим, методом твердости, рентгеноструктурного анализа, с помощью реплик, а также методами измерения деформаций такими как: муара, фотоупругих покрытий, методом сеток. Однако, работ с количественными оценками зон, развивающихся с ростом приложенного напряжения, мало. Это, по-видимому, связано с трудоемкостью подобного рода исследований.

В работе для анализа стадии локализованного течения и разрушения предложен новый подход. Суть его заключается в совместном количественном анализе закономерностей локализованной деформации и последующего процесса разрушения. Количественную оценку локальных характеристик деформации осуществляли с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса TOMSC [1]. Он позволяет аттестовать компоненты деформации на площади 300 мкм. Разработана методика количественного расчета локальных характеристик деформации, основанная на анализе линий равных перемещений. Для изучения разрушения использовали традиционные методы, такие как: фрактография, с широким диапазоном увеличений, металлография срединных сечений.

Цель работы: с помощью предложенного подхода проанализировать количественные закономерности связи пластической деформации и разрушения и оценить степень воздействия на них различных факторов.

В такой постановке в образцах стали ВКС-12 и СМК титана исследовали:

– эволюцию пластического течения и разрушение в шейке плоских образцов,

– влияние на кинетику деформированного состояния и процесс разрушения жесткости напряженного состояния.

– на примере образцов стали марки 65Х13 с азотированным покрытием оценивали количественно зоны пластического течения и закономерности их изменения с ростом степени деформации в областях взаимодействующих концентраторов напряжений и их влияние на процесс разрушения.

Измерены и построены картины распределения характеристик деформации на мезо уровне. Проанализировано где и в какой связи с локальными экстремальными характеристиками деформации зарождаются трещины, стадийность роста магистральной трещины, микроструктурные механизмы разрушения, характерные для каждой стадии.

Для всех рассмотренных случаев обнаружено, что очаг разрушения определяется областью, где локальные величины линейной компоненты растяжения или интенсивности скорости деформации максимальные.

1. Syryamkin V.I., Panin S.V. Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts // Вычислительные технологии. – 2003 – Т8. – С.10-25.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНО- И СУБМИКРОННЫХ СТРУКТУР И ИХ СВОЙСТВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛАХ ТЕПЛОЙ И ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мильман Ю. В., Юркова А. И.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина, milman@ipms.kiev.ua

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) с целью формирования нано-и субмикронных структур является одним из наиболее интенсивно развивающихся направлений приложения достижений физики прочности в технологию получения высокопрочных материалов. Современные методы объемной ИПД (равноканальное угловое прессование, винтовая экструзия и др. [1]) позволяют проводить деформацию с истинной степенью деформации ε = 6–10 без изменения формы образца. Такую деформацию обычно проводят в температурном интервале теплой деформации так что температура деформации $T^* < T < T_р$ (T^* – характеристическая температура деформации [2], $T_р$ – температура рекристаллизации). При этом измельчение зерен обусловлено формированием сильно разориентированной ячеистой дислокационной структуры (так что ячейки выполняют роль границ зерен), а также фрагментацией за счет дисклинационного механизма деформации, обуславливающего ротацию структурных элементов [3]. При температуре деформации $T < 0{,}8T_р$ формируются анизотропные зерна и субзерна и возрастает уровень внутренних напряжений, что снижает пластичность материала. При $T > T_р$ формируются равноосные достаточно разориентированные зерна. Однако наблюдающаяся при этом динамическая полигонизация и возврат не позволяют получать зерна размером менее 150–120 нм. В интервале горячей деформации нанокристаллическая структура может быть получена по механизму динамической рекристаллизации (ДР). Теория и методика обработки металлов в условиях ДР были разработаны с целью получения мелкозернистой стали (зерна микронных размеров). При ДР одновременно в одних зернах идет интенсивная пластическая деформация, в то время как в других – рекристаллизация. Процесс ДР характеризуется параметром Зинера-Холломона Z. Средний размер формирующихся при этом зерен определяется полуэмпирическим соотношением $d = kZ^{-m}$ – из этого выражения следует, что d уменьшается при увеличении $\dot{\varepsilon}$ и снижении температуры T (но $T > T_р$). В работе [4] было показано, что эти представления могут быть использованы и для получения НК структуры в железе при поверхностной ИПД со скоростью $\dot{\varepsilon} > 10^2$ с$^{-1}$ и температуре T = 500 ^{0}C. При этом могут быть получены равноосные зерна с размером d < 20 нм в слое толщиной в несколько микрон.

В докладе обсуждаются особенности формирующейся наноструктуры и механических свойств после ИПД в различных температурных интервалах.

1. Valiev K.Z., Estrin Yu., Hortia Z. et al. Producing bulk ultrafine grained materials by severe plastic deformation. JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 2006, v.58, No. 4, p.33-39.
2. Мильман Ю.В. Структура и механическое поведение материалов в температурных интервалах холодной, теплой и горячей деформации. Характеристическая температура деформации. В кн.: Перспективные материалы, т.1, ТГУ, МИСиС, 2006, с.321-344.
3. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации. Вопросы материаловедения, 2002, №1(29), с.11-33.
4. Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. Деформация и разрушение материалов (Москва), 2009, №1, с.2-11 и №2, с.2-8.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П., Даниленко Н. И., Карпец М. В.

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина, epp@ipms.kiev.ua

Используя новый развиваемый в мире в последнее десятилетие термодинамический подход к конструированию многокомпонентных сплавов [1], в работе получены девять высокоэнтропийных литых металлических сплавов с содержанием в каждом от 5 до 10 элементов (№№ 22-29 периодической системы Д. И. Менделеева, а также алюминий, кремний и тугоплавкие металлы IV–VI групп). Изучено влияние их состава и структуры на механические свойства при T = 20–1000 °С.

Путем охлаждения расплавов (преимущественно эквиатомных составов) со скоростью 800–900 °С получены высокоэнтропийные (S =13,3–19,1 Дж/моль$^{-1}$К$^{-1}$) одно- или двухфазные сплавы на основе твердых растворов замещения всех элементов, содержащихся в данном сплаве, с ОЦК или в сочетании с ГЦК кристаллическими решетками. Сплавы имеют дендритную структуру различной степени дисперсности и соотношения с междендритным объемом. В некоторых сплавах наблюдаются выделения вторых фаз.

При комнатной температуре сплавы имеют микротвердость 5–10 ГПа, макротвердость – 3–7 ГПа, модуль Юнга – 70–110 ГПа, упругая деформация – 1,2–2,5 %, напряжение упругой деформации – 1,5–3 ГПа. Сплавы обладают высокой термической стабильностью: после отжигов в интервале температур 400–1000 °С (t = 10–120 мин.) их механические свойства при 20 °С остаются неизменными. При $T \leq 800$ °С у сплавов практически отсутствует ползучесть при индентировании, и они могут рассматриваться в качестве жаропрочных. Испытания на одноосное сжатие показали, что при высоких температурах сплавы сочетают очень высокую прочность и значительную пластичность (например, при 750 °С значения предела пропорциональности находятся в пределах $\sigma_{пц}$ = 1,34 ГПа, предела прочности $\sigma_{в}$ = 1,68 ГПа, деформации разрушения – ε = 25,5 %). Распад твердого раствора начинается, как правило, при $T \geq 1000$ °С.

Показано, что значения высокотемпературных прочностных характеристик изученных сплавов определяются, в первую очередь, соотношением таких факторов – качественный состав элементов сплава (различие атомных радиусов, температура плавления, параметры диффузии), число элементов и их концентрация в сплаве (определяют величину энтропии смешения), характер дендритной структуры (размеры, форма, распределение), наличие вторых фаз в междендритном объеме (их связь с матрицей).

Факторами, которые обусловливают высокие прочностные характеристики сплавов конкретных составов в широком интервале температур и времени нагружения, явились высокая дисперсность, разветвленность и равномерность распределения дендритных кристаллов твердого раствора, а также наличие некоторого количества высокодисперсной второй фазы в междендритном объеме. В свою очередь, наличие этих факторов является результатом данного качественного и высокоэнтропийного количественного состава сплавов в совокупности с высокоскоростным охлаждением из жидкого состояния.

1. Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J. and Chen S. K. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation // Materials Science Forum. 2007. V. 560. P. 1-9.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕДИ С УГЛЕРОДОМ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

***Штеренберг А. М., **Мазанко В. Ф., **Герцрикен Д. С., ***Миронов Д. В., ***Миронова Т. В.**

**Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,* physics@samgtu.ru
***Институт металлофизики НАН Украины, Киев, Украина,* dina_izotop@mail.ru
****Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Усть-Кинельский, Россия,* dvonorim@mail.ru

Взаимодействие металла с неметаллом, нерастворимым в равновесных условиях, рассмотрим на примере пары медь–углерод. В процессе импульсного воздействия при скорости нагружения $\dot{\varepsilon}$ до $5\cdot10^5$ $с^{-1}$, осуществляемой путем взрывной обработки при действии плоской ударной волны, из контактирующего с медью графита, содержащего ^{14}C, происходит проникновение углерода в медь на глубину порядка 400 мкм менее, чем за 1 мкс. Увеличение температуры не превышает 200^0. То есть диффузия протекала при комнатной температуре. Расчет коэффициента массопереноса углерода в меди показал, что его значение составляет 0,62 $см^2/с$.

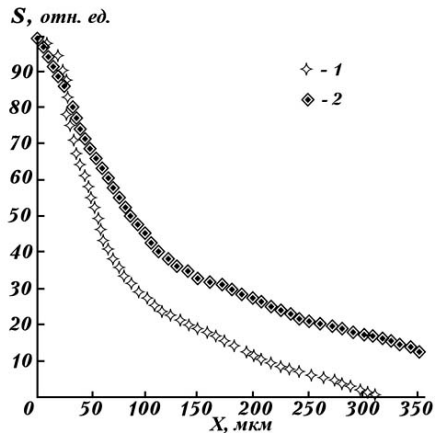


Рис. 1. Проникновение атомов ^{14}C из слоя графита в медь под действием соударения образцов (1) и последовательного действия сжатия и соударения (2).

С уменьшением скорости деформации, производимой при комнатной температуре, до 10^3 и 10^4 $с^{-1}$ в условиях магнитноимпульсного воздействия, когда прирост температуры не превышает 100º, глубина проникновения углерода в медь снижается соответственно в 9 и 1,5 раза (рис.1), но экспоненциальная зависимость концентрации от квадрата глубины сохраняется. Причем ни при деформации ударом, ни при последовательном действии сжатия в импульсном магнитном поле и соударения нет мест скопления атомов углерода. Следовательно, можно говорить только о возникновении твердого раствора углерода в меди. Отметим, что как при магнитноимпульсном воздействии, так и при взрывном происходят увеличение параметра решетки меди ($\Delta a_{max} \approx 0{,}0008$ нм) и уширение дифракционных максимумов (примерно в 1,5–2 раза), но ГЦК симметрия сохраняется. Однако при одновременном действии повышенных температур ($\Delta T \sim 400$º) и скоростной пластической деформации (сжатие в импульсном электромагнитном поле без соударения внешнего и внутреннего образцов) изменяется форма концентрационного профиля. Так, при перераспределении углерода в меди, предварительно насыщенной углеродом ^{14}C из метановой плазмы тлеющего разряда, появляется максимум на некотором расстоянии от поверхности.

По-видимому, возникновение максимума связано с повышением температуры приповерхностного слоя за счет нагрева вихревыми токами, способствующим выделению чистого графита и образованию карбидов меди CuC_2 и Cu_2C_2 непосредственно в процессе деформирования, в то время как в равновесных условиях карбиды меди образуются только путем химических реакций. Тем не менее, на глубинах, превышающих 50 мкм, распределение приближается к экспоненциальной зависимости концентрации от квадрата глубины.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ (РКУП) НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г., Кардашев Б. К., Sklenicka V.*, Saxl I., Нарыкова М. В.**

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
**Institute of Physics of Materials, Academy of Sciences of the Czech Republic, Brno, Czech Republic*
***Mathematical Institute, Academy of Sciences of the Czech Republic, Praha, Czech Republic*
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Рассмотрены результаты изучения влияния РКУП на долговечность, упруго-пластические свойства и дефектную структуру Al и сплава Al +0,2Sc, содержащего наноразмерные частицы Al_3Sc. Структурные исследования проводились методом малоуглового рентгеновского рассеяния, прецизионного измерения плотности, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии с использованием для оценки разориентации зерен обратного электронного рассеяния.

Известно, что РКУП является одним из эффективных методов повышения прочностных свойств металлических материалов. Огромные пластические деформации в процессе РКУП ведут к формированию ультракристаллической структуры, которая и обеспечивает эффект упрочнения. При анализе влияния пластической деформации при РКУП на прочность следует, однако, учитывать, что эта деформация может формировать высокие локальные внутренние напряжения, способствующие зарождению очагов разрушения (областей избыточного свободного объема - в предельном случае нанопор).

С учетом вышесказанного в данной работе анализируются результаты изучения влияния числа проходов при РКУП на долговечность.

Испытания Al и его сплава проводились при растяжении образцов в режиме ползучести при 18 и 200° С. Для сравнения испытывались также исходные, не подвергнутые РКУП, образцы с крупным, более 1мм, размером зерен. Размер зерен после РКУП был 1 мкм.

Установлено, что для Al долговечность после первого прохода существенно растет, а для сплава падает по сравнению с исходными образцами. Для Al и его сплава наблюдается также резкое уменьшение долговечности и рост доли большеугловых ($\geq 15°$) границ зерен при переходе от первого к четвертому проходу при РКУП. Анализ данных малоуглового рентгеновского рассеяния и измерения плотности свидетельствует о том, что уменьшение долговечности после РКУП связано с образованием наноразмерных областей избыточного свободного объема (ИСО). В свою очередь зарождение ИСО обусловлено, вероятно, ростом доли большеугловых границ и связанных с этими границами внутренних напряжений.

Рассматривается и анализируется влияние РКУП на упруго-пластические свойства, модуль Юнга, амплитудно-независимый декремент и напряжение микропластического течения. Указанные характеристики определялись из акустических измерений методом составного вибратора.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕСС СИНТЕЗА БОРИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС

Клубович В. В., Кулак М. М., Платонов Л. Л.

ГНУ "Институт технической акустики НАН Беларуси", Витебск,
mmk_vit@mail.ru

Создание научных принципов управления процессами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и свойствами продуктов синтеза является важной задачей, стоящей перед любой новой проблемой и новым явлением. Применение мощных ультразвуковых колебаний (УЗК) дает большие возможности для управления процессом горения и структурообразования синтезируемых продуктов.

В работе исследовано влияние УЗК на процесс СВС боридов титана. Изучен характер взаимодействия УЗК с исходными не горящими образцами. Установлено, что синтез при наложении УЗК протекает при постоянной начальной температуре. Исследовано влияние УЗК на условия теплообмена между образцом и окружающей средой и рассчитаны коэффициенты теплоотдачи исследованных систем. Наложение ультразвуковых колебаний приводит к увеличению коэффициента теплоотдачи с поверхности образцов. Изучено воздействие УЗК на скорость и максимальную температуру горения. Для всех исследованных составов Ti+βB (β- стехиометрический коэффициент изменяли от 0,75 до 2,25) скорость и температура горения снижается. Так при амплитуде колебаний 10 мкм для состава с $\beta = 0{,}75$ скорость снизилась с 2,5 см/с до 2,0 см/с, $\beta = 1{,}0$ с 3,25 до 2,8 см/с, $\beta = 1{,}5$ с 6,6 до 5,8 см/с. Соответственно, максимальные температуры горения изменились: $\beta = 0{,}75$ от 2300 К до 2200 К; $\beta = 1{,}0$ от 2360 К до 2270 К; $\beta = 1{,}5$ от 2520 К до 2390 К.

Изучено влияние УЗК на фазовый состав и параметры кристаллических решеток синтезированных фаз, микроструктуру и удельную теплопроводность продуктов синтеза. в исследованных пределах изменения соотношения исходных компонентов в шихте в процессе горения синтезируются все фазы, достоверно известные по диаграмме состояний. При горении шихты стехиометрического состава Ti+0,75B и Ti+1,5B обнаружены: фаза свободного металла, две фазы TiB с орторомбической и кубической сингонией и фаза TiB_2. При горении состава Ti+B, кроме выше перечисленных фаз обнаружена фаза Ti_3B_4. А при горении составов Ti+2B, Ti+2,25B обнаружена только фаза TiB_2. При увеличении в шихте количества неметалла, количество фаз Ti и TiB уменьшается, а фазы TiB_2 увеличивается. Установлено, что наложение УЗК приводит к изменению, как фазового, так и количественного состава синтезированных фаз. При измерении параметров кристаллических решеток синтезированных фаз получено, что при наложение УЗК параметра решеток приближаются к эталонным значениям. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии были определены удельные теплоемкости конечных продуктов синтеза. Получено, с увеличением амплитуды УЗК удельная теплоемкость конечных продуктов синтеза растет. При изучении микроструктуры образцов получено, что наложение ультразвуковых колебаний на процесс синтеза приводит к изменению морфологии зеренной структуры, что проявляется в изменениях как размера, так и формы зерен. Увеличивается однородность зерен по размерам в конечных продуктах синтеза. Структура зерен становится более равноосна.

Сделан вывод, что УЗК в процессах СВС можно применять для управления процессом горения и структурообразования конечного продукта.

ОБРАЗОВАНИЕ ВИХРЕЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Рыбин В. В., Гринберг Б. А., Иванов М. А., Пацелов А. М.

ЦНИИКМ "Прометей", С.-Петербург, Россия,
rybin@prometey2.spb.su
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
bella@imp.uran.ru
Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев, Украина,
ivanov@imp.kiev.ua

В ЦНИИ КМ “Прометей” получены соединения орторомбического алюминида титана с титановым сплавом путем сварки взрывом. В качестве исходных материалов выбран технически чистый титан марки ВТ1-0 и орторомбический алюминид титана: сплав ВТИ-1 состава Ti–30Al–16Nb-1Zr–1Mo (ат.%). Алюминид изучаемого состава содержит в основном гексагональную α_2-фазу и орторомбическую О-фазу. Структура орторомбического алюминида представляет собой распределение областей глобулярной формы (α_2-фаза) на фоне однородной структурной составляющей. Сильно деформированная область сменяется при приближении к границе раздела на переходную зону, или зону перемешивания. Здесь наблюдалось волнообразование. На рис. 1 (продольное сечение) в верхней части – алюминид (хорошо видны глобулы), ниже – титан. Отчетливо видна вихревая область, внутри которой нет глобул. Существенно, что вихрь представляет собой диполь, состоящий из вихрей, имеющих разную спиральность (завихренность). Образование двух разноименных вихрей, будучи следствием закона сохранения момента, является общей закономерностью. Разрушение дипольной конфигурации вихря из-за присущей ей стабильности затруднено, что может сыграть важную роль в формировании прочного соединения. С помощью СЭМ по многочисленным замерам обнаружено, что химический состав в зоне вихря соответствует твердому раствору. Показано, что при сварке взрывом сцепление поверхностей осуществляется посредством расплавления и последующего перемешивания (в зоне вихрей); переноса частиц одного металла в другой с образованием треков частиц (вне зоны вихрей). Предлагается возможный сценарий формирования вихревой зоны из расплава с последующим эвтектическим распадом. На форму вихря влияет то обстоятельство, что вихрь растет в стесненных условиях, будучи зажатым между двумя разнородными материалами. Это представление соответствует макроструктуре вихря. Слои – это мезоструктура вихря. Смесь α- и β-зерен – наноструктура вихря. Соответственно, существуют три характерные размеры вихря: ~20–100 мкм для макроструктуры, ~2 мкм – для мезоструктуры, ~30–100 нм – для наноструктуры вихря. Кроме обсуждаемых выше вихрей, возникают повороты материала. Фактически, это тоже вихри, но незавершенные и крупномасштабные. Их образование, не связанное с расплавлением, происходит в твердом теле и является результатом действия ротационных мод при сварке взрывом.

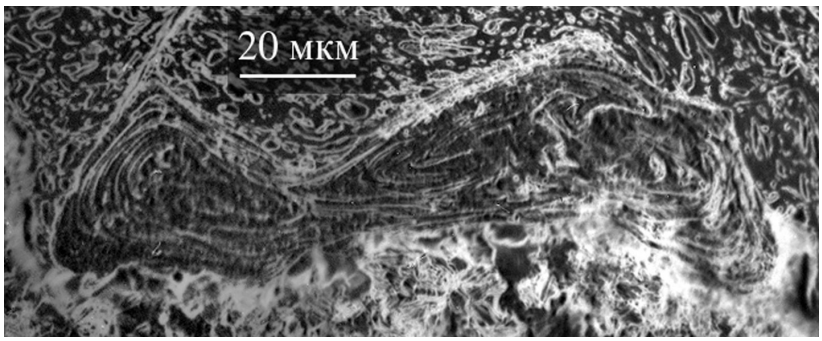


Рис. 1. Продольное сечение волнистой поверхности раздела

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОБАЛЬТА

Миронов Д. В.

Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Усть-Кинельский, Россия,
dvonorim@mail.ru

Рассмотрим влияние температуры изотермического отжига, проводимого в присутствии внешнего однородного магнитного поля постоянной во времени напряженности, на структурное состояние образцов поликристаллического кобальта. Эксперименты проводились для двух значений температур 990°С и 1090°С, длительность отжигов составила, соответственно, 5,8 и 1,5 ч.

Изменение микроструктуры образцов кобальта после отжига в магнитном поле H~560 kA/м для различных температур представлено на рис. 1.

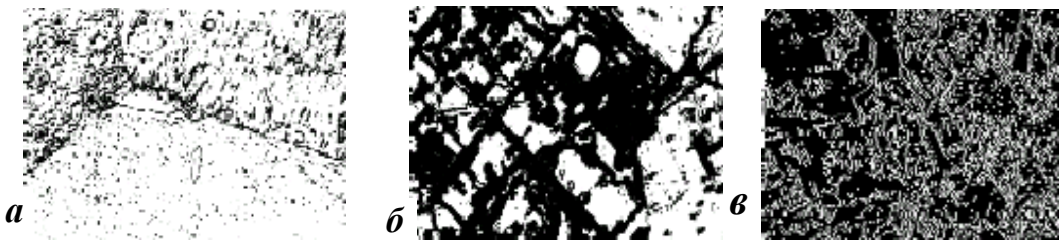


Рис. 1. Микроструктура Co после отжига в поле при 990°С, ×100:
а – исходное состояние, *б* – образец с Ni, *в* – структурный образец.

Рис. 2. Микроструктура Co после отжига в поле при 1090°С, ×100
а – исходное состояние, *б* – образец с Ni, *в* – структурный образец

Установлено, что внешнее магнитное поле, наложенное на процесс изотермического отжига, способно приводить к изменению структуры поликристаллических образцов кобальта. Процесс изменения структуры выражается в дроблении зерна и изменении тонкой структуры (плотности дислокаций и размеров блоков когерентного рассеяния). В случае наличия диффузионных процессов наряду с магнитным полем наблюдаемые эффекты изменения структуры усиливаются.

Установлено, что величина эффекта изменения структуры поликристаллического кобальта зависит от температуры изотермического отжига, напряженности внешнего магнитного поля и зависит от того, протекает в образце диффузия или нет. Причем, как показывают результаты экспериментов, при проведении диффузионных отжигов во внешнем ПМП на процесс разукрупнения зерна в образцах оказывает влияние два фактора: это, собственно, диффузия примеси и внешнее ПМП.

Рассмотрены причины закономерностей поведения структуры образцов. Установлены наиболее вероятные факторы, определяющие температурную зависимость динамики структуры ферромагнетика при наложении магнитного поля. Проводится анализ вероятных механизмов наблюдаемых процессов.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОПОРОШКОВ ЖЕЛЕЗА, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В. П.[a, 1], Толочко О. В.[b], Кадомцев А. Г.[c], Насибулин А. Г.[d], Солодова И. Л.[a], Пацелов А. М.[a], Бетехтин В. И.[c]

[a] *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,*
[b] *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург,*
[c] *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,*
[d] *NanoMaterials Group, Center for New Materials and Laboratory of Physics, Helsinki University of Technology, Espoo, Finland*
[1] pilyugin@imp.uran.ru

Проведено исследование действия высокого давления и деформации под давлением на наноразмерные порошки железа. Наночастицы железа были получены синтезом в проточном реакторе путём пиролиза пентакарбонила железа ($Fe(CO)_5$) в атмосфере монооксида углерода (CO), который использовался в качестве несущего газа и источника углерода [1, 2]. Нанопорошки железа подвергались обработке прессованию высоким давлением с нагревом в тороидальной камере [3] при 8,0 ГПа, прессованию и сдвиговой деформации в камере Бриджмена вращением твёрдосплавных или керамических наковален. Исходные до обработки давлением порошки состояли из неагломерированных частиц α-железа в виде капсул размером 15–30 нм, заключённых в оболочку из аморфного углерода.

Порошки обрабатывались давлением с нагревом и сдвиговой деформацией под давлением. Структура исследовалась методами рентгеновской дифрактометрии и металлографии. Установлено, что нанопорошки железа хорошо компактируются при комнатной температуре при сравнительно низких давлениях в 10–100 МПа. Прочность образцов незначительная, излом имеет рыхлый вид, цвет образцов соответствует чёрному цвету исходного порошка. После обработки давлением 8 ГПа без деформации, наблюдалось в 1,1–1,2 уширение пиков рентгеновских отражений. Образцы скомпактированные в квазигидростаических условиях на плоских наковальнях при 10 ГПа и деформации сдвига меняют цвет и имеют более высокую твёрдость. Деформация порошков поворотом наковален вызывает их компактирование, уширение рентгеновских линий возросло в 2,5–3 раза. Сопротивление сдвигу растёт по мере увеличения деформации. После деформации в 1–1,5 полных оборота наковален, рост сопротивления сдвигу материала замедляется и наблюдается тенденция к насыщению. Температурная зависимость напряжения сдвига в интервале температур 80–300 К имеет сильную зависимость от обратной температуры, характерную для ОЦК металлов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 07-03-00659)

1. Е.С. Васильева, А.Г. Насибулин, О.В. Толочко, Esko I. Kauppinen www.chemphys.edu.ru/pdf/2006-07-18-001.pdf
2. C.J. Choi, O. Tolochko, B.K. Kim, Materials Letters. 56 (2002) 289.
3. Верещагин Л.Ф. Синтетические алмазы. Гидроэкструзия. М.Наука, 1982.

ПРОЧНОСТЬ SiC КЕРАМИКИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Слуцкер А. И., Кадомцев А. Г., Бетехтин В. И., Дамаскинская Е. Е.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Для определения статической прочности SiC керамики использовались образцы, приготовленные методом спекания, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба до разрушения. При таком виде нагружения разрушение происходит за счет распространения единственной зернограничной трещины, проходящей через поры. То есть разрушение носит резко выраженный локализованный характер.

Необходимость статистического усреднения параметров ансамбля микропор следует из наличия в исследованных материалах широкого распределения микропор по размерам – от ~ 50 нм до десятков микрометров. Описание ансамбля микропор можно свести к одной из трех комбинаций средних параметров ансамбля – среднего диаметра D, среднего межцентрового расстояния L и среднего расстояния между поверхностями соседних пор h.

Установлено, что зависимость статической прочности от средних параметров пористости h/L является прямо пропорциональной, однако значения прочности при экстраполяции к нулевой пористости оказались в 20–30 раз ниже теоретической прочности.

Показано, что повышенные перенапряжения могут быть связаны с наличием пор с размерами, существенно большими, чем средние. Рассмотрена конфигурация из двух пор – “средней” и “большой” (в 10–20 больше средней). Расчеты показали, что такая конфигурация должна увеличивать средние перенапряжения пропорционально диаметру большой поры.

Проведена оценка возникающих перенапряжений с помощью метода конечных элементов. При малых значениях параметра L/h наблюдается практически линейный рост перенапряжений, при больших – асимптотическое приближение к величине ≈ 9.

Исходя из реальной структуры порового ансамбля в керамике, была рассмотрена еще одна конфигурация пор, способная дать повышенный уровень перенапряжений. В данной керамике имеется 3 фракции пор: межзеренные; между группами зерен и фракция пор с размерами в десятки нанометров. В связи с этим, можно считать вполне обоснованным введение в рассмотренную выше поровую конфигурацию нанопоры, локализованной на границе между “крупной” и “мелкой” порой.

Результаты расчета показывают, что зависимость коэффициента перенапряжений от L/h качественно подобна модельной конфигурации двух пор, но значения перенапряжений существенно выше – до 21. Это значение уже близко к искомому, т. е. рассмотренная конфигурация по существу обеспечивает необходимые условия для начала развития трещины.

Анализ полученных данных показывает, что при статическом разрушении действительно необходимо учитывать как средние, так и локальные перенапряжения. При этом средние перенапряжения характеризуют общий уровень пористости в материале, а локальные – наличие опасных поровых конфигураций. Разрушение развивается из одного (или небольшого числа) дефектов, обеспечивающих достаточно высокий уровень перенапряжений (≈ 25), позволяющих материалу разрушиться даже при низких внешних напряжениях.

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОСЛОЕК НА ПРОТЕКАНИЕ ПРОЦЕССОВ МАССОПЕРЕНОСА И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

***Коваль Ю. Н., *Гецрикен Д. С., **Миронов В. М., **Алексеева В. В., **Миронов А. В.**

**Институт металлофизики НАН Украины, Киев, Украина,*
dina_izotop@mail.ru
***Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Усть-Кинельский, Россия,* dvonorim@mail.ru

Известно, что низкотемпературное мартенситное превращение, протекающее по взрывной кинетике, способствует увеличению скорости миграции атомов, происходящей одновременно с превращением [1]. Однако до сих пор остается непонятным, каким образом происходит процесс переноса вещества между двумя взаимодействующими материалами, в результате чего и возникают новые фазы при низких температурах, когда термическая активация незначительна. Кроме того, использование массивных образцов при импульсном воздействии создает принципиальные трудности, связанные с возникновением большого числа факторов, влияющих на массоперенос, поэтому представлялось целесообразным применение промежуточных прослоек с контролируемыми параметрами.

Эксперименты проводили на сплаве железа с 30 % никеля, находящемся при комнатной температуре в зависимости от условий предварительной обработки в аустенитном (g) и мартенситном (a) состояниях с ГЦК и ОЦК решетками, соответственно. В качестве прослоек были взяты тонкие (~ 15 мкм) и толстые (~ 100 мкм) отожженные фольги из меди, никеля, молибдена и алюминия, в том числе и содержащего радиоактивный изотоп ^{26}Al, сплавов железа с никелем и углеродом. Из сплава в a-фазе изготовляли П-образные оправки, а сплава в g-фазе – кубические образцы. Схема нагружения показана на рис. 1. Исследование фазового состава, подвижности и распределения атомов проводили с помощью послойного радиометрического анализа и макро-микро- и электронномикроскопической авторадиографии, ренгеноструктурного, микродюрометрического и микрорентгеноспектрального анализов.

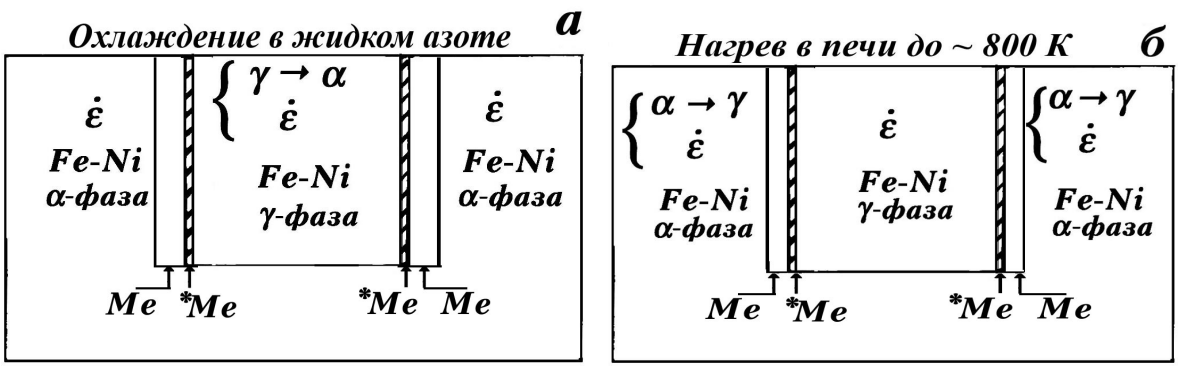


Рис. 1. Схема нагружения образцов при $g \rightarrow a$ (M_H = 255 К) и $a \rightarrow g$ (A_H = 553 К) превращениях.

Определены коэффициенты диффузии в образцах и прослойках. Показано влияние промежуточных прослоек на скорость массопереноса и особенности фазообразования в условиях мартенситных превращений со взрывной кинетикой. В диффузионной зоне выявлены твердые растворы и фазы внедрения (при миграции атомов углерода). Уста-

новлена взаимосвязь между видом проникающих атомов и образующими ими фазами в неравновесных условиях.

1. Коваль Ю.Н., Мешков Ю.Я., Миронов В.М., Герцрикен Д.С., Миронов А.В., Алексеева В.В. Температурная зависимость коэффициента диффузии при низкотемпературном мартенситном превращении. // ФиХОМ, 2008, №6, с.62-70.

ДИФФУЗИЯ В СИСТЕМАХ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

***Митлина Л. И., **Герцрикен Д. С., ***Миронова О. А.**

**Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*
physics@samgtu.ru
***Институт металлофизики НАН Украины, Киев, Украина,*
dina_izotop@mail.ru
****Самарская государственная сельскохозяйственная академия,*
Усть-Кинельский, Россия, dvonorim@mail.ru

Процессы миграции атомов в металлах при импульсных воздействиях являются объектом интенсивных исследований. Однако до сих пор остается непонятным, каким образом происходит процесс переноса вещества между двумя взаимодействующими материалами и не выявлен вклад в этот процесс миграции атомов в приповерхностных слоях. Применение прослоек с различными материалом, толщиной, структурой, фазовым и химическим составом, дефектностью и др. должно помочь в выяснении этих вопросов.

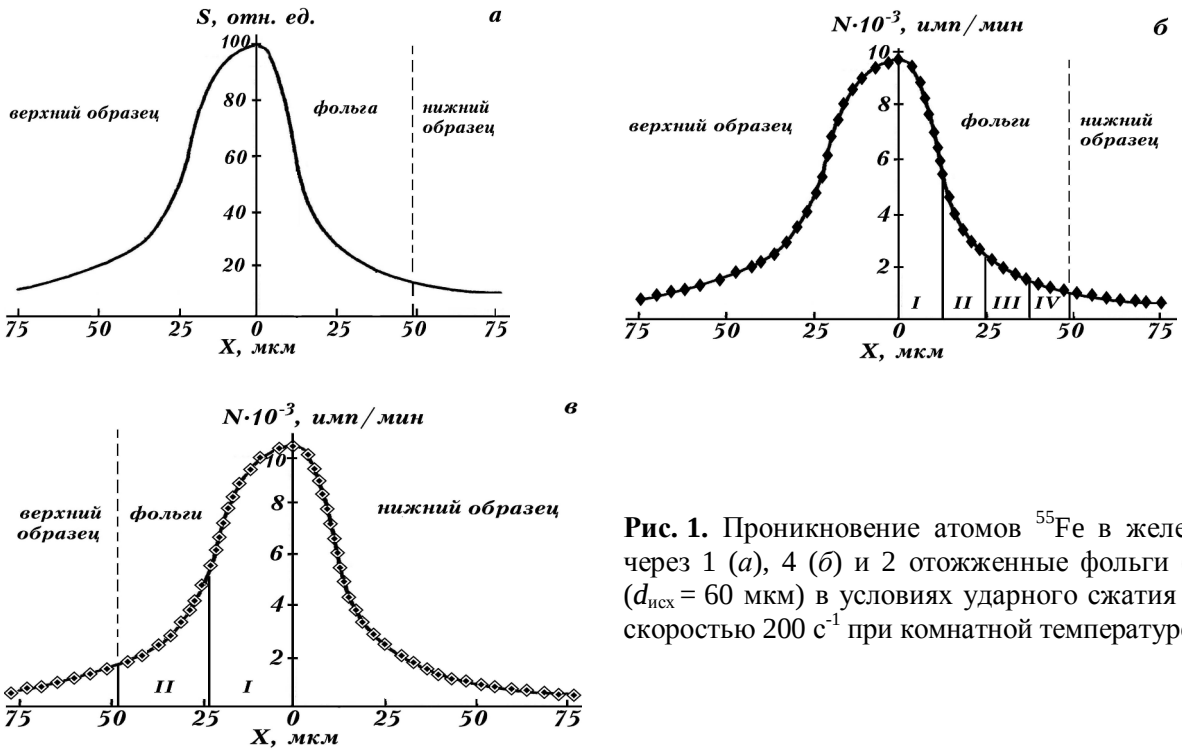


Рис. 1. Проникновение атомов ^{55}Fe в железо через 1 (*а*), 4 (*б*) и 2 отожженные фольги (*в*) ($d_{исх}$ = 60 мкм) в условиях ударного сжатия со скоростью 200 с$^{-1}$ при комнатной температуре.

Импульсная деформация осуществлялась со скоростями от 0,5 до 300 с$^{-1}$ при температурах 0,2 – 0,7 $T_{пл}$. Эксперименты проводили с помощью радиоактивных индикаторов и рентгеноспектрального анализа на парах одинаковых и различных металлов. Ко-

личество промежуточных прослоек (фольг) изменялось от 1 до 5 штук, толщина составляла 10–500 мкм.

Показано, что при импульсной деформации изготовленных из одного и того же металла обоих образцов и прослойки, наличие фольг, их толщины и количество не влияют на вид концентрационного профиля и подвижность атомов, причем протяженность диффузионной зоны в подобном составном образце соответствует таковой в отсутствие фольг (рис. 1). Однако различная концентрация примесных атомов и дефектов кристаллической структуры в приповерхностных слоев образцов и в фольгах приводит к изменению кривизны и протяженности концентрационного профиля. При деформации различных по составу и структуре образцов и прослоек излом на концентрационном профиле наблюдается даже для толщины фольги 10 мкм.

ПАРАДОКС ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Валиев Р. З.

Институт физики перспективных материалов и Наноцентр,
Уфимский государственный авиационный технический университет

Исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает путь достижения в них новых и необычных свойств [1,2]. В докладе представлены результаты недавних работ по изучению механических свойств наноматериалов. Особое внимание уделено парадоксу их прочности и пластичности, связанному с обнаружением сочетания очень высокой прочности и пластичности. Рассмотрены условия проявления этого эффекта, его физическая природа и важность для инновационных применений.

1. R.Z. Valiev, Nature Materials, Vol. 3 (2004), pp. 511-516.
2. Р.З. Валиев, Российские нанотехнологии, том 1, № 1-2 (2006), стр. 208-216.

ВЗАИМОЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ И ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В НИКЕЛЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300–77 К В ПРОЦЕССЕ НАГРУЖЕНИЯ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ

Камышанченко Н. В., Гальцев А. В., Дурыхин М. И., Неклюдов И. М.*, Борц В. В.*

БелГУ, Белгород, РФ
**ННЦ ХФТИ АНУ, Харьков, Украина*

Поведение сопротивления деформированию кристаллов может быть изменено в результате действия внешних термических, механических и других видов воздействия. Вследствие дефектности реальных кристаллов процессы структурных изменений кристаллических тел возможны уже в упругой области нагружения.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый никель, образцы из которого делились на 3 партии. Первая партия отжигалась при температуре

1273 К в вакууме и принималась за исходную. Вторая партия после отжига закалялась от 1340 К в воду. Часть образцов первой партии нагружались ступенчато до $\sigma_{0,2}$ при 300К, а вторая часть аналогично при 77 К. Закаленные образцы нагружались ступенчато до $\sigma_{0,2}$ при 300 К. После снятия нагрузки все образцы проходили процедуру старения при 300 К в течение 20 часов и разрывались при 300 К. Изменение значений $\sigma_{0,2}$ определялось по разности значений предела текучести после соответствующей нагрузки и исходным значением отожженных образцов при 300К. Результаты эксперимента показали, что изменение предела текучести зависит от величины предварительного нагружения, температуры и структурного состояния.

С увеличением нагружения в упругой области происходит заметное расхождение $\sigma_{0,2}$ по сравнению с исходным значением и достигает максимального изменения в области (0,5 – 0,6) $\sigma_{0,2}$. Дальнейшее увеличение нагружения приводит к уменьшению величины разупрочнения и при достижении нагрузки (0,9 – 1,0) $\sigma_{0,2}$ происходит процесс восстановления $\sigma_{0,2}$ и при переходе в пластическую область – происходит процесс деформационного упрочнения никеля.

Наблюдаемая закономерность изменения $\sigma_{0,2}$ под действием приложенного нагружения в упругой области объясняется наличием дефектов в исследуемых образцах. Под действием приложенного нагружения происходит перераспределение точек закрепления вдоль дислокационной линии. Перераспределение точек закрепления приводит к повышению их плотности вблизи узлов дислокаций, что приводит к изменению длины дислокационного сегмента. Перераспределение точек закрепления происходит во всем исследуемом температурном интервале от 300 К до 77 К. Однако степень разупрочнения происходит больше в отожженных образцах и при повышенных температурах. С увеличением плотности дефектов после закалки перемещение точек закрепления затрудняется, что приводит к существенному уменьшению разупрочнения. Можно предположить, что при этом происходит в основном только изгиб дислокационной линии без интенсивного размножения их в процессе взаимодействия с существующими барьерами внутри кристалла. В качестве потенциальных барьеров кроме вакансий и вакансионных комплексов, образованных в процессе закалки, могут быть скопления примесей, ступеньки на дислокациях и др.

Одним из возможных способов, позволяющим выяснить взаимодействие дефектов, является электросопротивление.

В процессе нагружения при комнатной температуре наблюдается уменьшение электросопротивления, минимальное значение которого достигается при $\sigma_H=0,5\sigma_{0,2}$. Дальнейшее увеличение σ_H в упругой области сначала приводит к уменьшению спада электросопротивления, а затем с переходом в пластическую область его увеличение.

Полученные закономерности изменения величины электросопротивления в процессе нагружения в упругой области позволяют предположить, что разупрочнение при напряжениях, не превышающих предела текучести, происходит вследствие перераспределения точек закрепления вдоль дислокационных линий и изгиба дислокаций.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования Белгородского государственного университета

1. Бауэр Ч. Актуальные вопросы теории дислокаций. – М.: Мир, 1968. – 98 с.
2. Блат Ф.Дж. Теория подвижности электронов в твердых телах. – М. – Л.: Физматизд, 1963. – 212 с.
3. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 644 с.

ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЧИСТОГО НИКЕЛЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ

Камышанченко Н. В., Гальцев А. В., Дручинина О. А., Неклюдов И. М.*

БелГУ, Белгород, РФ
**ННЦ ХФТИ АНУ, Харьков, Украина*

Упрочнение в процессе знакопеременного нагружения представляет сложное явление, включающее в себя одновременно движение дислокаций, ответственных за пластическую деформацию, их размножение и взаимодействие между собой.

В работе делается попытка объяснить влияние знакопеременного изгибового нагружения при комнатной температуре на механические параметры образцов из высокочистого никеля, отличающихся структурным состоянием.

Образцы из никеля чистотой 99,99% вырезались из полосы вдоль проката и проходили отжиг при 1073К в вакууме. Отожженные образцы составляли первую партию. Образцы второй партии закалялись от 1373К. Третья партия закалялась от 1373К с последующим нагружением в пластической области с остаточной величиной деформации до 2,0% и отжигу под нагрузкой $\sigma_H = 0{,}5\sigma_{0,2}$ при комнатной температуре.

Образцы всех партий подвергались изгибовой повторно-переменной деформации с радиусом обжатия 15–20–25–30–35 (мм) в одностороннем или двустороннем направлении.

Пластическая деформация в процессе знакопеременного изгибового нагружения происходит при каждом полуцикле. Величина остаточной деформации при одинаковых условиях нагружения зависит от исходного состояния структуры, радиуса изгибового нагружения, разновидности знакопеременного нагружения и числа циклов. При этом остаточная деформация при одинаковых числах нагружения уменьшается с увеличением радиуса изгиба, а механические параметры ($\sigma_{0,2}$ и HV) возрастают.

Характер электрического сопротивления и его величина качественно совпадает с изменением $\sigma_{0,2}$ и HV до достижения оптимального числа циклов знакопеременного нагружения.

Установлено, что величина пластической деформации при знакопеременном нагружении происходит при каждом полуцикле, но при смене знака нагружения наблюдается уменьшение величины деформации в сравнении с предыдущим направлением. Степень замедления зависит от радиуса обжатия и исходного состояния структуры.

Аналогичным образом меняются и механические параметры: вначале $\sigma_{0,2}$ и HV возрастают, затем образуется площадка или даже уменьшение прироста названных параметров.

Деформационное упрочнение ГЦК – кристаллов при знакопеременном нагружении объясняется наличием устойчивых барьеров, способных сдерживать обратное движение дислокаций.

После достижения максимального прироста механических параметров происходит резкий их спад, что объясняется образованием повреждаемостей в объеме кристалла.

При одностороннем знакопеременном нагружении в начальный период независимо от состояния структуры наблюдается наряду с увеличением остаточной деформации заметный рост деформационного упрочнения. При полном знакопеременном нагружении эти характеристики растут не с таким приростом, что можно объяснить влиянием эффекта Баушингера. Состояние структуры при этом играет решающее влияние.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования Белгородского государственного университета

1. Lomer W.M., Phil. Mag., 42, 1327 (1951)
2. Коттрелл А. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Наука, 1958.
3. Levy M., Metzger M., Phil. Mag., 46, 1021 (1955)

РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ: ПРИРОДА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Головин Ю.И.

НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы», г. Тамбов, Россия,
golovin@tsu.tmb.ru

В значительной мере интерес к нанотехнологиям и наноструктурным материалам подогревается тем, что свойства веществ в области характерных размеров 10 нм $\leqslant R \leqslant$ 100 нм существенно (а зачастую и радикально) отличаются от макроскопических. Природа размерных эффектов в наношкале весьма разнообразна и не всегда достаточно изучена.

В работе систематизируются и обсуждаются причины размерных эффектов в механических свойствах материалов. Рассмотрены экспериментальные методы определения модуля упругости, твердости, пределов текучести и прочности, вязкости разрушения и трибологических характеристик в наношкале. Приводятся литературные и оригинальные данные об особенностях поведения моно-, нано- и крупнокристаллических твердых тел и аморфных сплавов в субмикронной области размеров образца или зоны локальной деформации. Показано, что при $R \leqslant 100$ нм твердость, пределы текучести и прочности приближаются к своим теоретическим пределам. Это означает наличие и реальную возможность использования потенциала значительного упрочнения материалов, имеющих большое практическое значение.

В заключение проанализированы атомные механизмы пластической деформации в наношкале. Обсуждается роль и вклад дислокационного скольжения, двойникования, фазовых переходов, миграции неравновесных точечных дефектов и их малоатомных кластеров – краудионов в формирование механических свойств кристаллических материалов в различных условиях нагружения наномасштабных образцов, изделий или областей деформации.

1. Springer Handbook of Nanotechnology (ed. by B. Bushan). Springer. 2007. 1916 pp.
2. Micro and Nano Mechanical Testing of Materials and Devices (Eds. F. Yang, J.C.M. Li). New York. Springer Science. 2008. 387 p.
3. Андриевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. 2005. М. Академия. 192 с.
4. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии.2005. М. Физматлит. 416 с.
5. Рамбиди Н.Г. Березкин А.В. Физические и химические основы нанотехнологий. М.:Физматлит. 2008. 456 с.
6. Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор) // Физика твердого тела. 2008. Т. 50 № 12. С. 2113-2142.
7. Головин Ю.И. Наноиндентирование как средство комплексной оценки физико-механических свойств материалов в субмикрообъемах (обзор) // Заводская лаборатория. 2009. № 1. Т. 75. С. 45-58
8. Головин Ю.И. // Заводская лаборатория. 2009. № 2. Т. 75. С. 37-52.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТОХАСТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НЕУПРУГИХ РЕОЛОГИЧЕСКИХ МИКРОДЕФОРМАЦИЙ СПЛАВА АД–1

Радченко В. П., Маргаритов А. Ю.

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

Для исследования полей микродеформаций ползучести и пластичности был выполнен цикл экспериментальных исследований по выявлению характера распределения остаточной деформации по длине образца из сплава АД–1 на базе 2 мм по следующим программам испытаний: 1) упругопластическое нагружение образца до разрушения ступенями до накопленной деформации 1–2% на каждой ступени с последующей разгрузкой и замером локального поля пластических деформаций; 2) ступенчатое нагружение образца на ползучесть вплоть до разрушения при постоянном напряжении до значения накопленной деформации 1–2 % на каждой ступени с последующей разгрузкой и замером поля деформации ползучести по длине образца; 3) комбинированное нагружение образца с чередованием упругопластического деформирования и деформирования при постоянном напряжении во времени на ползучесть до значения накопленной деформации 1–2 % на каждой ступени нагружения с последующей разгрузкой и замером локального поля остаточных деформаций.

Выполненные экспериментальные исследования и их стохастический корреляционный анализ позволили сделать следующие выводы: 1) наблюдается существенный разброс локальной неупругой деформации по длине образца, достигающий 50–70 %; 2) существует достаточно высокая коррелированность каждой из компонент неупругой деформации одного типа, распределенной по длине образца, в зависимости от накопленной макросредней (интегральной) ее величины; 3) наблюдается слабая коррелированность полей пластической деформации и деформации ползучести, распределенных по длине образца, что по-видимому, свидетельствует о разных механизмах образования деформаций пластичности и ползучести. Для подтверждения этой гипотезы в настоящей работе были выполнены следующие исследования. На разрушенных образцах был исследован характер поверхности как для образцов, деформируемых только в упругопластической области, так и для образцов, которые деформировались и разрушались в условиях ползучести, при этом по длине образца производилось измерение шероховатости поверхности.

Показано, что величина шероховатости поверхности по среднеквадратическому отклонению для образцов, разрушившихся в области пластичности, в 2-3 раза выше аналогичной величины в области ползучести. Об этом свидетельствуют и результаты фотографирования образцов, которые деформировались в упругопластической области в режиме ползучести вплоть до разрушения: в пластической области поверхность неровная, с явно выраженными следами и полосами, имеет «холмистый» вид; в области же ползучести поверхность образцов достаточно гладкая, с низкой степенью «шероховатости». Отсюда, в свою очередь, можно сделать вывод о том, что при математическом моделировании стохастические поля для деформаций ползучести и пластичности можно строить независимо, поскольку механизмы образования пластической деформации и деформации ползучести различные.

Работа выполнена по гранту РФФИ (проект № 07-01-00478-а)

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВ В СТРУКТУРЕ РЕВЕРТИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА

Карькина Л. Е., Яковлева И. Л., Счастливцев В. М.

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

С использованием электронно-микроскопического анализа изучена эволюция микроструктуры стали 120Г4 в двух состояниях: в остаточном аустените после частичного перлитного превращения, и микроструктура ревертированного аустенита, образовавшегося в стали после полного перлитного превращения и последующего нагрева до температур 680–1200˚С. Установлено, что после выдержки при T = 550°С, 15 мин в стали 120Г4 происходит частичный изотермического распад. После охлаждения до комнатной температуры в структуре стали присутствуют ВК, перлит и аустенит, часто разделенные участками мартенсита. Характерной особенностью дефектной структуры аустенитных областей образцов после частичного распада является высокая плотность коротких дефектов упаковки. Дислокации, либо расщеплены на частичные дислокации на всей длине, либо на части своей длины. Ширина расщепления варьируется в широких пределах от 0,03 до 0,30 мкм, что говорит об очень низком значении энергии ДУ.

После выдержки при T = 550°С, 1,5 часа происходит полное перлитное превращение. Установлено, что при последующем нагреве в интервале температур 700–720°С (трехфазная область, состоящая из аустенита, феррита и карбидов) в ревертированном аустените наблюдается значительная плотность дефектов упаковки или тонких двойников. Впервые экспериментально обнаружены широкие двойники с правильной кристаллографической огранкой, появление которых, по-видимому, не связано с релаксацией внутренних напряжений.

С ростом температуры нагрева до T = 900–1200°С изменяется характер дефектной структуры, обеспечивающей релаксацию внутренних напряжений в восстановленном аустените, от микродвойников и дефектов упаковки к дислокациям, что свидетельствует о повышении энергии ДУ с ростом температуры нагрева. В интервале температур 950-1200ºС располагается однофазная аустенитная область, поэтому при нагреве исходной перлитной структуры в этом температурном интервале происходит растворение перлита и ВК. Анализ микродифракций показывает, что на электронограммах присутствуют рефлексы только аустенита. Микроструктура аустенита содержит дислокации, образующие ячеистую полигонизованную структуру.

Обсуждается взаимосвязь между наблюдаемой структурой и кинетикой процессов, происходящих в аустените на различных стадиях образования перлита. Низкое значение энергии ДУ указывает на то, что двойникование может играть существенную роль при перестройке решеток в процессе фазового превращения аустенита в перлит.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006.13392), при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (Проект № 34), НШ-643.2008.3, гранта РФФИ 08-02-00047, фонда науки и образования «Интелс» (грант № 60-08-02)

ТЭМ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ Ti_3Al ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е., Елкина О. А.

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

Деформационное поведение Ti_3Al в широкой области температур активно исследуется экспериментально и теоретически. В составе одно- и двухфазных сплавов этот интерметаллид находит применение как аэрокосмических материалов. Более активному их применению препятствует низкая пластичность при комнатной температуре. Значительное падение предела текучести с температурой и одновременное нарастание пластичности независимо от типа действующей системы скольжения наблюдается только при $T > 900–1000$ K. Изучение эволюции с температурой *a* и *c* компонентных сверхдислокаций, теоретический анализ специфических дислокационных конфигураций, наблюдающихся только после деформации при высоких температурах, позволяют углубить существующие представления о деформационном поведении Ti_3Al.

Образцы для электронно-микроскопических исследований сплава Ti–25at.%Al отжигались при $T = 1323$ K в течение 5 часов и охлаждались с печью. Деформация проводилась сжатием на ~3–7% в интервале температур $T = 1073 \div 1273$ K. При электронно-микроскопическом исследовании дислокационной структуры применялся метод gb-анализа. ТЭМ исследование дислокационной структуры интерметаллида Ti_3Al установило, что микроструктура образцов после деформации при $T = 1073–1173$ K содержит подвижные *a* и *2c+a* сверхдислокации. Анализ дислокационной структуры подтвердил отсутствие грубых полос скольжения винтовых *a* сверхдислокаций в плоскостях базиса, которые являются опасными при образовании микротрещин сдвигового типа. Показано, что *a* сверхдислокации формируют дислокационные скопления, дислокационные узлы, ступеньки (junction) или структура клубкового типа, которые образуются при взаимодействии дислокаций нескольких систем скольжения; а также искривленные, подвижные изолированные дислокации. Наблюдаются начальные стадии образования дислокационных сеток. При $T = 1273$ K обнаружены конфигурации, содержащие сверхструктурный дефект упаковки. Установлено, что эти конфигурации образуются при взаимодействии *a* сверхдислокаций плоскостей базиса и призмы. Изменение характера распределения *a* сверхдислокаций в плоскости базиса проанализировано на основании представлений об особенностях структуры ядра этих сверхдислокаций.

Показано, что при $T = 1273$ K наблюдаются отдельные дислокации с вектором Бюргерса [0001] как в виде дислокационных петель, так и свободно скользящие в плоскостях призмы. Обнаружены также сверхдислокации с векторами Бюргерса $1/3\langle 2\bar{1}\bar{1}3\rangle$ и $1/3\langle 0\bar{1}13\rangle$. Проведено сопоставление ТЭМ данных с результатами компьютерного моделирования структуры ядра *2c+a* сверхдислокаций в Ti_3Al. Предложена модель разрушения барьеров на *2c+a* сверхдислокациях термически активированным процессом рекомбинации частичных дислокаций Шокли в плоскости базиса и последующим скольжением в плоскости пирамиды. Предложен альтернативный вариант разрушения барьеров на этих сверхдислокациях с образованием сверхдислокаций с вектором Бюргерса [0001].

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ, грант № 08-02-00022

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ТОНКОПЛАСТИНЧАТОМ ПЕРЛИТЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Макаров А. В., Саврай Р. А., Счастливцев В. М., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Егорова Л. Ю.

ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, makarov@imach.uran.ru
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
phym@imp.uran.ru

Тонкопластинчатый перлит составляет структуру многих ответственных промышленных изделий, таких как высокопрочная проволока, канаты, рельсы и железнодорожные колеса. Выход из строя указанных изделий часто связан с различными видами усталостного разрушения, при анализе причин которого основное внимание, как правило, уделяют изменению дислокационной структуры металла. Однако при циклическом нагружении металлических сплавов могут протекать и другие структурные и фазовые превращения. В настоящей работе изучается эволюция структуры «свежего» и кратковременно (10 мин) отожженного при 650°С тонкопластинчатого перлита в стали У10 при циклическом отнулевом растяжении при напряжениях, составляющих 0,7 от макроскопического предела текучести, во взаимосвязи с характером усталостных изломов. Рассмотрены также структурные изменения в ободе железнодорожного колеса из стали 65Г при усталостном разрушении в процессе эксплуатации. Электронно-микроскопический анализ показал, что в тонкопластинчатом перлите стали У10 в процессе многоцикловой усталости развиваются существенные структурные изменения даже на значительном (10 мм) удалении от зоны излома, когда исключено влияние циклической деформации, протекающей в процессе образования усталостной трещины. Наибольшие изменения зафиксированы в кратковременно отожженном перлите (более 700000 циклов до разрушения), где наряду с фрагментацией и частичным растворением цементитных пластин происходит их интенсивная сфероидизация, а также полигонизация ферритной составляющей. В более хрупком неотожженном тонкопластинчатом перлите вследствие малой продолжительности циклирования до разрушения (43270 циклов) сфероидизация проходит лишь в отдельных колониях. Отмеченные структурные изменения обусловлены совместным действием упругих растягивающих напряжений, микропластической деформации (при отсутствии макроскопической деформации образца в условиях многоцикловой усталости) и возможных эффектов локального нагрева, ускоряющих диффузию атомов железа и углерода. Сформировавшаяся в процессе усталостных испытаний структура определяет вид изломов, а, следовательно, и характер разрушения перлитной стали. В частности, в изломе образца стали У10 с исходной структурой кратковременно отожженного тонкопластинчатого перлита присутствуют многочисленные круглые поры, связанные с наличием сфероидизированного цементита в стали, подвергнутой длительному усталостному нагружению. В железнодорожном колесе из стали 65Г после усталостного разрушения в процессе эксплуатации также выявлены дробление, разориентировка цементитных пластин и начальные стадии полигонизации ферритной составляющей перлита. Это свидетельствует о подобии структурных изменений в тонкопластинчатом перлите железнодорожного колеса при эксплуатации и образцов из стали У10 при циклическом растяжении в упругой области.

Работа выполнена при поддержке совместного проекта ИМАШ УрО РАН с НАН Беларуси, междисциплинарного проекта ИМАШ УрО РАН и ИФМ УрО РАН, гранта НШ-643.2008.3 и гранта № 60-08-02 Фонда науки и образования «Интелс».

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ ТРЕНИИ И АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРАМИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА

Макаров А. В., Счастливцев В. М., Осинцева А. Л., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Егорова Л. Ю.

ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, makarov@imach.uran.ru
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, phym@imp.uran.ru

Максимальные характеристики износостойкости высокоуглеродистых сталей со структурами изотермического распада переохлажденного аустенита достигаются при формировании метастабильного тонкопластинчатого перлита [1]. Проведен сравнительный анализ твердости и износостойкости при трении скольжения и абразивном воздействии сталей 80С2 (0,83%С; 1,66%Si) и У8 (0,83%С), подвергнутых изотермической обработке при 330–650°С, а также дополнительному пятиминутному отжигу при 650°С, устраняющему повышенную неравновесность и метастабильность «свежего» тонкопластинчатого перлита. Установлено, что легирование эвтектоидной стали кремнием сдвигает оптимальную температуру распада от 500°С в сторону более высокой температуры 550°С, при которой в кремнистой стали формируется высокопрочная (42 HRC) структура тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием 0,07–0,10 мкм и поперечным сечением частиц цементита не более 0,05 мкм. При этом обеспечиваются максимальные уровни износостойкости при изнашивании по корунду и карбиду кремния, а также при трении скольжения по стальной пластине в воздушной и безокислительной (аргон) средах по сравнению со структурами менее дисперсного пластинчатого перлита, образующегося при температурах 600–650°С, а также верхнего бейнита, возникающего при температурах 420–525°С. Тонкопластинчатый перлит, образующийся в стали 80С2 при оптимальной температуре изотермической обработки (550°С), превосходит в износостойкости при трении скольжения на воздухе даже значительно более твердую (48 HRC) мартенситно-бейнитно-аустенитную структуру, сформированную в стали при изотермической выдержке в течение 5 часов при 330°С с последующим охлаждением в воде. Легирование кремнием бейнитных структур в эвтектоидной стали приводит к заметному снижению сопротивления изнашиванию при трении скольжения (до 7 раз) и абразивном воздействии. После кратковременного высокотемпературного отжига, вызывающего значительное снижение твердости и износостойкости структур, сформированных в сталях У8 и 80С2 при изотермических обработках, максимальной износостойкостью в условиях трения скольжения обладают структуры тонкопластинчатого перлита, а наибольший рост интенсивности изнашивания после отжига наблюдается у бейнитных структур и структур смешанного типа, содержащих мартенсит. В условиях трения на воздухе легирование эвтектоидной стали кремнием усиливает охрупчивающее влияние фрикционного окисления, вызывающего ускоренный износ поверхности по сравнению с испытаниями в безокислительной среде аргона.

Работа выполнена при поддержке междисциплинарного проекта ИМАШ УрО РАН и ИФМ УрО РАН, гранта НШ-643.2008.3 и гранта № 60-08-02 Фонда науки и образования «Интелс».

1. Макаров А.В., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита // Физика металлов и металловедение, 2004. Т.97. № 5. С.94-105.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА СТАЛИ 03Х11Н8К10М5Т

Калетина Ю. В., Счастливцев В. М.

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

Исследуемая мартенситностареющая сталь 03Х11Н8К10М5Т используется для деталей ответственного назначения, часто работающих при криогенных температурах. Упрочнение мартенситностареющих сталей достигается в два этапа: получением мартенситной структуры в результате закалки и последующего старения мартенсита. Температура старения существенно влияет на уровень механических свойств. В стали 03Х11Н8К10М5Т максимальные значения прочности наблюдаются при старении в интервале 480–530 °С ($\sigma_в$ = 1700 МПа; $\sigma_т$ = 1390 МПа; ψ = 55%; δ = 12%). Изменение температурно-временных условий старения мартенситностареющих сталей позволяет в широких пределах варьировать их структурный и фазовый состав, поскольку старение может происходить в межкритическом интервале температур.

После закалки от 950 °С в воде исследуемая сталь 03Х11Н8К10М5Т имеет мартенситную структуру с небольшим (до 5 %) количеством остаточного аустенита, который располагается в виде тонких прослоек вдоль границ реек мартенсита. Последующий нагрев в межкритический интервал температур от 500 до 720 °С приводит к образованию в структуре стали разного количества ревертированного аустенита. Установлено, что количество ревертированного аустенита, т. е сохранившегося в стали после охлаждения до комнатной температуры, изменяется по кривой с максимумом около 660 °С (γ = 65 %). Показано, что повышение температуры старения до 600–620 °С приводит к снижению прочностных свойств ($\sigma_в$ = 1200 МПа; $\sigma_т$ = 600 МПа) и небольшому росту пластичности (ψ = 65–70 %; δ = 18 %). Одной из возможных причин понижения прочностных свойств с повышением температуры старения является образование при 600–620 °С в стали до 30–40 % ревертированного аустенита, обогащенного никелем, марганцем, углеродом, который по морфологии и своим свойствам отличается от остаточного аустенита в закаленной стали. Этот аустенит устойчив при охлаждении до температуры жидкого азота. Однако холодная деформация прокаткой различной степени от 0 до 20 % приводит к частичному его распаду. Но после старения при 600 °С ревертированный аустенит более стабилен и менее интенсивно превращается в мартенсит при деформации, по сравнению с аустенитом, полученным при 630 °С. Испытания на усталостную прочность после различных режимов термообработки показали, что после старения на 600 °С наблюдается существенное повышение предела усталости. Ревертированный аустенит, полученный при старении на 600 °С, и при испытаниях на усталостную прочность оказался более деформационно стабильным.

Экспериментальные результаты свидетельствуют, что свойства стали при отрицательных температурах определяются не только количеством остаточного аустенита, но и в значительной степени его стабильностью по отношению к температуре охлаждения и деформации. Термическая и деформационная устойчивость аустенита зависит от температуры и выдержки в двухфазной области. Присутствие стабильного остаточного аустенита в структуре сталей позволяет целенаправленно изменять комплекс их механических свойств.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г. р. 01.2.006 13392) и при частичной поддержке РФФИ (грант № НШ-643.2008.3).

СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ РАВНОКАНАЛЬНОЙ УГЛОВОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ

Белошенко В. А., Варюхин В. Н., Возняк А. В., Возняк Ю. В.

Донецкий физико-технический институт имени А.А. Галкина НАН Украины, г. Донецк, Украина
bel@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Известно, что одновременное воздействие на полимеры высокого давления и деформации сдвига является эффективным способом твердофазной структурной модификации. Примерами таких процессов являются кручение на наковальнях Бриджмена, плунжерная и гидростатическая экструзия и т.д. Однако имеется целый ряд ограничений в их использовании. Например, в случае плунжерной и гидростатической экструзии деформирование полимера сопровождается изменением формы или размеров исходной заготовки. В наковальнях Бриджмена получают малые объемы материла, что непригодно для промышленного производства. В связи с этим в настоящее время большое внимание уделяется развитию методов создания ориентационного порядка, основанных на простом сдвиге. Деформация простым сдвигом, сохраняя геометрию заготовки, оказывает существенное воздействие на структуру материала. Авторами [1-3] показана возможность модификации структуры и свойств полимеров и композитов на их основе с использованием одного из таких методов – равноканальной угловой экструзии.

В настоящей работе исследовано влияние новой схемы равноканальной угловой экструзии – равноканальной многоугловой экструзии на структурную модификацию ряда аморфно-кристаллических полимеров: полиэтилена высокой и низкой плотности, полиамида-6, политетрафторэтилена. Главной особенностью равноканальной многоугловой экструзии является наличие в одном устройстве нескольких зон сдвиговой деформации, что позволяет решать проблему накопления больших пластических деформаций за один цикл процесса.

Установлено, что применение равноканальной многоугловой экструзии приводит к существенному росту упругих и прочностных характеристик аморфно-кристаллических полимеров. Величина эффекта определяется рядом факторов, в первую очередь, степенью и интенсивностью деформации, температурой и скоростью экструзии. Выявлены значения степени деформации, температуры и скорости процесса, обеспечивающие наибольшее упрочнение материала. Показано, что равноканальная многоугловая экструзия обусловливает рост плотности, температуры и теплоты плавления полимеров; отмечаются характерные изменения в ИК и Рамановских спектрах по сравнению с исходными образцами, связанные с формированием ориентационного порядка. Создание в материале ориентированной структуры подтверждается данными растровой электронной микроскопии: наблюдается переход от изотропной сферолитной к анизотропной ламелярной структуре с ориентацией ламелей вдоль направления экструзии.

1. Sue H.-J., Li C.K.-Y. // J.Mater. Sci. Lett. 1998. V.17. N10. P. 853.
2. Weon J.-I., Sue H.-J.// Polymer. 2005. V.46. P. 6325-6334.
3. Phillips A., Zhu P., Edward G. // Macromolecules. 2006. V. 39. P. 5796.

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Пашинская Е. Г., Варюхин В. Н.

ДонФТИ НАН Украины, г. Донецк, Украина,
pashinska@mail.ru

В последнее время становится все более очевидным тот факт, что традиционные формы термодеформационной обработки разработаны настолько полно, что невозможно ожидать значительного изменения соотношения прочность - пластичность получаемых материалов. Однако, рядом исследований показано, что комбинированное нагружение с использованием кручения или простого сдвига формирует значительно измельченную структуру с высокими уровнями прочности и пластичности. Исследования влияния комбинированного нагружения при различных схемах деформации позволили сформулировать основные направления модернизации существующих методов прокатки. Специальными методами можно усилить действие тангенциальных напряжений, обеспечивая существенно - немонотонное течение материала в сильно локализованном очаге деформации.

Нами была поставлена задача усовершенствования способа получения металических изделий, в котором за счет создания дополнительных интенсивных сдвиговых деформаций в ребровых калибрах обеспечивается получение мелкозернистой структуры без выраженной анизотропии свойств в направлении деформации. Была выполнена прокатка на меди и алюминиевых сплавах при комнатной температуре; на мало- и высокоуглеродистых сталях при температуре свыше 750 и 860^{0}С, соответственно.

При холодной прокатке со сдвигом формируются структуры смешанного типа, состоящие из зерен трех типов: мелких фрагментированных (0,2÷0,6 мкм), мелких микрорекристаллизованных (0,200÷1 мкм) и крупных рекристаллизованных (1÷15 мкм). В ходе деформации сформированы преимущественно высокоугловые границы зерен. Следует отметить, что мелкие рекристаллизованные и фрагментированные зерна сгруппированы в конгломераты, содержащие несколько сот зерен. Крупные рекристаллизованные зерен расположены одиночно и распределены равномерно по сечению. Появление одиночных крупных зерен связано с процессом собирательной рекристаллизации, протекающей без подвода температуры за счет высокой степени неравновесности границ зерен. При продолжающейся деформации конгломераты демонстрируют различные преимущественные механизмы деформации. Для всех типов зерен наблюдается активный сток дефектов на границы, который приводит к быстрому росту углов разориентировки границ в сопоставлении со схемой прокатки без дополнительного сдвига.

При горячей прокатке со сдвигом также наблюдается быстрый сток дефектов на границы, что приводит к малой плотности дислокаций в теле зерна и уменьшает движущую силу собирательной рекристаллизации. Из-за высокой температуры деформации границы зерен характеризуются равновесностью. Поэтому в междеформационной паузе зерна аустенита не склонны к росту, и сформированные структуры характеризуются мелкозернистостью, высокоугловыми границами и малой плотностью дислокаций в теле зерна.

Таким образом, комбинированное нагружение при прокатке со сдвигом способствует активному измельчению структуры, стоку дефектов на границы, развитию рекристаллизации. Это позволяет сформировать мелкодисперсные структуры с высоким уровнем пластических и прочностных характеристик.

COMPUTER WORKING MODELS OF T-X-Y DIAGRAMS TO DESIGN MICRO- AND NANOSTRUCTURES IN CERAMICS AND ALLOYS

Lutsyk V. I.

Buryat Scientific Centre of RAS (Siberian Branch), Physical Problems Department
Ulan-Ude, Russian Federation,
vluts@pres.bscnet.ru

Phase diagram (PD) is the main device for heterogeneous design (HD) - new approach of solid state chemistry, which opens up new opportunities for multiphase materials engineering [1].

By means of PD geometrical elements projecting in the direction of concentration simplex, we divide the phase regions beneath into thermodynamically unstable fragments. It's possible to decipher the horizontal and vertical sections of these fragments, surfaces and phase regions (by the special tables of their detailed description), to simulate the tie-lines and crystallization paths and to calculate the mass-balances for the structural elements and their conglomerates.

Material balances may be showed as vertical – for the given centre of masses (in the temperature interval), or as horizontal – an isothermal one, which coincides with the isopleth section.

A kinematical method of PD surfaces description is the most potential [2-3]. Any surface is presented as a pseudo-ruled one, when a space curve, given by the interpolation polynomial, moves along the analogously given directing curves. Sophisticated surfaces with holes, folds and complex contours are formed from the separate fragments or by means of auxiliary templates.

T-x-y diagram computer model elaboration starts with its geometrical description, when all types of points, lines, surfaces and phase regions are named in special way. Traditional tabular schemes of monovariant phase reactions include the designation of the phase trajectories too and permit to designate the boundaries of two-phase regions.

The term "genotype" is offered to take into account the whole variants of microstructures which can be realized at definite thermodynamic conditions. HP can be used to predict the microstructure of multiphase materials and to decipher their genotype, which is determined by PD geometrical construction.

HD means to use different types of PD models (with and without the thermodynamic parameters) to simulate any type of equilibrium (stable, metastable, spinodal) and to elaborate for this purposes the algorithms of multidimensional computational geometry and visualization.

The elaboration of multicomponent PD computer models and attendant software makes it possible to obtain an instrument for their 3D visualization and investigation [4]. The possibility to calculate the conjunct compositions concentration coordinates by analysis of hypersurfaces curvature is used as in the ternary systems.

Supported by the Russian Foundation for Basic Research, project 05-08-17997-a.

1. Lutsyk V. Heterogeneous design: phase diagram – microstructure – materials genotype // http://www.matport.com/publishing/pdms/index.shtml. P. 304-344.
2. Lutsyk V., Zyryanov A. Microstructures design in the ternary systems with the only solubility gap // MRS Proceed. 2004. Vol. 804, P. 349-355.
3. Lutsyk V., Zyryanov A., Zelenaya A. Computer model of a T–x–y diagram for a ternary system with monotectic monovariant equilibrium // Russian Journal of Inorg. Chem. 2008. Vol. 53, No 5. P. 792-797.

4. Lutsyk V., Zelenaya A., Zyryanov A. Multicomponent systems simulation by the software “Diagrams Designer” // Journal Materials, Methods & Technologies. International Scientific Publications. 2008. Vol. 2. Part 1. P. 176-184.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ БЕРИЛЛИЯ НА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu–Be ПРИ СТАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю. В., Петров С. С., Покоев А. В., Якушкина Е. М.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,
ojv@ssu.samara.ru, serpet1@yandex.ru,
pokoev@ssu.samara.ru

Особенностью бериллиевой бронзы БрБ-2, исследованной ранее [1], является широкий диапазон в изменениях механических, физических и технологических свойств (высокими пределом прочности, пределом текучести, циклической прочностью и сопротивлением усталости) при термообработке. А также тем, что бериллиевая бронза БрБ-2 широко применяется в тех областях, где незаменимы ее высокие функциональные физические и механические свойства – автомобильной электронике, телекоммуникациях, в особенности мобильных телефонах, аудио и компьютерных системах, аэрокосмической и оборонной отраслях промышленности. С научной точки зрения очень интересным и на данный момент непонятным является тот факт, что бериллиевая бронза, являясь типичным диамагнетиком, заметно реагирует на приложенные постоянные [1] и импульсные [2] магнитные поля при искусственном старении, проявляя при этом существенное изменение физико-механических свойств. В связи с этим, были специально подготовлены сплавы Cu-Be с разной концентрацией бериллия с целью решения задач, направленных на выяснение природы магнитопластического эффекта в бериллиевой бронзе БрБ-2, обнаруженного авторами [1,2].

Образцы с различной концентрацией бериллия (0.47, 0.95, 1.47, 1.80, 2.11, 2.32, 2.89 вес. %) подвергались старению при температуре 300 °С, времени отжига от 0 до 2 ч в постоянном магнитном поле напряженностью 7 кЭ. Выполнено комплексное экспериментальное исследование параметров тонкой структуры и магнитопластического эффекта отожженных образцов из медно-бериллиевых сплавов различного состава. Анализ полученных результатов показывает, что кинетика магнитопластического эффекта в образцах существенным образом зависит от концентрации бериллия в сплаве, приложенного магнитного поля, что дает дополнительную информацию о структуре магнитоактивных центров и их взаимодействии.

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. - 2003. - № 3. - С. 18-25.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Старение бериллиевой бронзы БрБ-2 в импульсном магнитном поле // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 105, - № 4.- С. 1-6.

ЛАЗЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА НИКЕЛЕМ И ЖЕЛЕЗОМ

Морозова Е. А., Муратов В. С.

Самарский государственный технический университет, г.Самара, Россия,
muratov@sstu.smr.ru

Исследован процесс лазерного легирования поверхности титана никелем при мощности излучения 220 Вт и скорости обработки 1,66; 2,0 и 2,5 мм/с.

Показано, что глубина проникновения никеля как легирующего элемента в титановую матрицу при скорости обработки 1,66 мм/с составляет 90 мкм, при 2,0 мм/с – 170 мкм и при 2,5 мм/с – 90 мкм. Из анализа изменения микротвердости по ширине упрочненной дорожки следует, что при исходной микротвердости исследуемых образцов 1800 МПа диапазон микротвердости при скорости лазерной обработки 1,66 мм/с составляет 7600-7800 МПа, при скорости 2,0 мм/с 7400-7600 МПа и при скорости 2,5 мм/с – 8400–8600 МПа. Меньший прирост микротвердости наблюдается при скорости 2,0 мм/с вследствие увеличения объема расплава, уменьшения степени насыщения легирующим элементом и соответствующего снижения плотности распределения интерметаллидных фаз в зоне легирования.

Рентгеноструктурный анализ показал, что в поверхностном слое образцов имеет место образование интерметаллидов $NiTi_2$. Проведение металлографических исследований подтвердило, что легированный объем состоит из двух зон: зоны оплавления и зоны термического влияния. В указанных зонах происходит процесс двойной фазовой перекристаллизации $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$.В зоне термического влияния наблюдается падение твердости вследствии распада пересыщенного твердого раствора , коагуляции интерметаллидов.

В работе для каждой скорости лазерной обработки исследованы характерные области указанных зон. В частности, при скорости 1,66 мм/с наблюдается формирование на поверхности расплавленной зоны прослойки, характеризующейся повышенной концентрацией титана, обедненным содержанием никеля, пониженным значением микротвердостью и неоднородностью структуры. Установлено, что увеличение скорости обработки уменьшает эффект образования указанной прослойки, но при скорости 2,0 мм/с может образовываться грубозернистая структура с глубиной зоны оплавления до 170 мкм.

Исследован процесс лазерного легирования поверхности титана железом при мощности излучения 630 Вт и скорости обработки 0, 5 и 1,66 мм/с.

Показано, что глубина проникновения железа как легирующего элемента в титановую матрицу при указанных скоростях обработки составляет 10 мкм. Из анализа изменения микротвердости по ширине упрочненной дорожки следует, что при скорости 0,5 мм/с наблюдается различный прирост микротвердости по ширине лазерной дорожки. В периферийной области зоны оплавления твердость достигает 9000–10000 МПа, а в центральной области – 5000–5200 МПа. При скорости 1,66 мм/с по всей ширине дорожки твердость составляет 8900–9100 МПа. Повышение микротвердости при большей скорости лазерной обработки вызвано уменьшением объема расплава и увеличением степени насыщения титана легирующим элементом.

Рентгеноструктурный анализ установил присутствие в поверхностном слое образцов интерметаллидов Ti_2Fe и TiFe.Выявлено также присутствие α`- фазы. С увеличением концентрации легирующего элемента при скорости 1,66 мм/с период решетки α`- фазы уменьшается.

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ОТЖИГА ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ ЛМцА 58-2-1

Святкин А. В., Муратов В. С.

Самарский государственный технический университет ,г.Самара, Россия,
muratov@sstu.smr.ru

Окончательные свойства прутков из латуни ЛМцА 58-2-1 формируются на завершающем этапе производственного процесса – при волочении и отжиге. Лимитирующими параметрами материала являются – величина остаточных напряжений и твердость. Температура и длительность отжига должны быть таковы, чтобы остаточные напряжения были сняты, а механические и технологические свойства были сохранены. Отжиг для уменьшения остаточных напряжений проводят в температурном интервале ниже температуры начала рекристаллизации, чтобы заметно не снижались механические свойства, полученные за счет наклепа.

В период освоения сплава производители изменяли температуру отжига с 250 до 300°С, но это не обеспечило полного снятия остаточных напряжений. Прогнозируемое нами для полного снятия остаточных напряжений повышение температуры до 400 °С делает вероятным падение твердости на 15…20 ед. НВ, что усложняет задачу, поскольку в технических условиях на поставку заложено требование по твердости – 170±20 НВ, т.е. падение твердости может быть сопоставимо с заданной шириной интервала.

Для выбора оптимального режима термической обработки, обеспечивающей допустимый уровень остаточных напряжений и необходимую твердость, проведен ряд экспериментов. На ОАО «АВТОВАЗ» была поставлена партия прутков после низкотемпературного отжига по режиму – T = 300°С, t = 1,5 ч. От партии прутков отбирали образцы и проводили замеры уровня остаточных напряжений. Для чего проводили распил прутка на длину равную десяти диаметрам, напряжения рассчитывали в зависимости от ширины раскрытия распила по известной формуле.

Далее проводили отжиг по различным режимам и заново проводили замер уровня остаточных напряжений. Параллельно на данных образцах измеряли твердость по сечению прутка в состоянии поставки и после различных режимов термообработки. Становиться очевидным, что отжиг на 300 °С не обеспечивает должного снятия напряжений, к тому же твердость неоднородна по сечению, сказывается влияние наклепа после волочения. Повышение температуры отжига приводит к выравниванию твердости по сечению. Меняется количество и морфология β-фазы: ее становится меньше, зерно измельчается; α-фаза располагается по границам зерен и в виде отдельных включений, имеющих игольчатую форму.

На основании приведенных исследований можно сделать вывод, что для достаточного снятия остаточных напряжений необходим следующий режим отжига прутка латуни ЛМцА: температура нагрева – 400 °С; время выдержки – 90 мин. Увеличение температуры отжига до 400°С приводит к существенному снижению остаточных напряжений, обеспечивая выравнивание свойств по сечению прутка. При этом из метастабильной β-фазы происходит выделение α-фазы. Отжиг при T = 300 °С не обеспечивает необходимый уровень остаточных напряжений, кроме того, не выравниваются механические свойства по сечению прутка. Выполненные исследования позволили подобрать оптимальную температуру отжига для прутков ∅13 латуни ЛМцА 58-2-1 – T = 400°С.

МЕХАНИЧЕСКОЕ АКТИВИРОВАНИЕ И ИНИЦИИРОВАНИЕ ВЗРЫВЧАТОГО РАЗЛОЖЕНИЯ СМЕСЕЙ ПХА С МЕТАЛЛАМИ

Довбня Л. А., Требунских В. П.

СамГТУ, Самара, Россия,
LudmilaD@rambler.ru

Эффект повышения химической активности органических и неорганических веществ при механическом активировании их в процессе измельчения частиц широко известен (достаточно упомянуть работы школы акад. В.В. Болдырева). В тоже время в областях обращения наиболее опасных материалов: смесевые взрывчатые вещества и твердые ракетные топлива, композиции СВС, технологические процессы производства которых не обходятся без операций тонкого и сверхтонкого измельчения частиц компонентов (порой до субмикронного размера), эти вопросы остаются пока без должного внимания. Игнорирование же явления механоактивирования может привести к некорректной оценке техногенного риска при прогнозировании пожаро- взрывоопасности технологических процессов и операций в производстве взрывчатых материалов, чреватой тяжелыми последствиями.

Исследовались смеси перхлората аммония (ПХА) с магнием, цирконием и титаном с содержанием металла от 5% до 60%. Размер частиц ПХА марки "ХЧ" составлял (80...200) мкм, металлов – (20...40) мкм. Определялся нижний предел частости взрывов образцов (один взрыв при испытании 25 образцов в идентичных условиях) при совместном приложении нормальных и тангенциальных усилий.

Интенсивная механоактивация частиц компонентов смесей в узле трения достигалась приложением давлений прижатия до (500...600) МПа и линейной скоростью по образующей воздействующего пуансона (при повороте на 20^{o}) около 1 м/с. Корректно оценить степень измельчения и активации частиц в этих условиях не представляется возможным, так как для этого требуется разрушение и повторное измельчение спрессованного образца. Поэтому параллельно проводились две серии испытаний смесей: с исходным ПХА и с ПХА измельченным в лабораторной шаровой мельнице до требуемого размера частиц. Аналогично активировались металлы (естественно, в этом случае измельчение отсутствовало, а лишь нарушалась целостность пленки соответствующего оксида на поверхности частиц).

Во всех случаях механическая активация компонентов привела к снижению критических параметров (давление прижатия) инициирования взрыва смесей: в 2,6 раза для композиции ПХА – титан, в 1,3 раза - ПХА – цирконий и в 1,1 раза - ПХА – магний. Последнее неудивительно, так как коэффициент Пиллинга-Бэдворса (**α**) для магния составляет 0,81, что характеризует пленку оксида на поверхности частиц магния, как рыхлую, ячеистую и малопрочную структуру, не оказывающую реального противодействия миграции активных продуктов термораспада ПХА (хлорная кислота по акад. Г.Б. Манелису) к поверхности активного металла и инициированию реакции взрывчатого разложения.

Интересным представляется обнаружение высокой механической чувствительности смесей ПХА – титан, близкой по результатам испытаний к аналогичным характеристикам псевдоинициирующих взрывчатых веществ. Параметры инициирования взрыва их в (4,0...4,5) раза ниже аналогичных характеристик смесей ПХА – магний и ПХА – цирконий. Возможно, это связано с каталитической способностью оксида титана в отношении распада ПХА, выявленной термографическим анализом, однако этот факт требует уточнения.

"Память" механоактивации компонентов смесей коррелирует со скоростью образования оксидной пленки на частицах соответствующих металлов: 22 часа для магния, около 12 суток – для циркония и более 30 суток – для титана.

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРОТИВОИЗНОСНЫХ И АНТИФРИКЦИОННЫХ ПРОКЛАДОК ДЛЯ ПОДШИПНИКОВЫХ УЗЛОВ

Громаковский Д. Г., Шигин С. В., Бородин В. С., Карпухин М. В., Хаустов В. И. *

Самарский государственный технический университет,
**ОАО "Самарский подшипниковый завод, г. Самара, Россия,*
pnms3@mail.ru

В докладе приведены результаты разработки композиционных противоизносных покрытий на свободно-сидящих шайбах опорных подшипников скольжения буровых долот. Компоновка промежуточной шайбы с пористым композиционным покрытием показана на рис. 1.

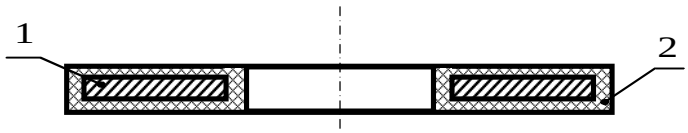


Рис. 1. Промежуточная шайба с композиционным покрытием:
1 – металлическая основа; 2 – композиционное покрытие.

Особенности данного технического решения состоят в способе формирования покрытия как пористого тела. Для этого плёнку из фторопласта Ф4 КО ГОСТ 24222-80 и волокна льна сантехнического по ГОСТ 10330-76. плотно наматывают на металлическую основу, пропитывают смазкой (например, Циатим-221 по ГОСТ 9433-80), а затем устанавливают в торцевой зазор между цапфой и шарошкой и производят его приработку.

В ходе приработки (трение, разогрев, рабочее давление) создаются условия, при которых полимерная плёнка и волокна льна структурируются, образуя пористое тело покрытия, поры в котором заполнены смазкой. Такое покрытие обеспечивает присутствие смазки (затрудняет её выдавливание через боковой зазор) и полностью предотвращает металлический контакт между трущимися поверхностями цапфы, промежуточной шайбы и упорного торца шарошки.

Испытания ряда вариантов шайб с композиционными пористыми покрытиями в сопоставлении с базовой конструкцией (гладкая шайба из бронзы БрБ2) показали следующие результаты:

1. Износ торцевых упорных поверхностей контакта на цапфе и шарошке практически прекратился (доли мкм за 100 часов наработки);

2. Возросла предельная нагрузка схватывания и разрушения шайбы в упорном подшипнике. При трении стальных образцов и гладкой бронзовой шайбы, что предусмотрено базовой конструкцией долот, предельная нагрузка схватывания в наших испытаниях составила – 45 кгс/см^2, а при наличии композиционного антифрикционного покрытия – не менее 110 кгс/см^2.

3. Температура саморазогрева при равных условиях нагружения снизилась на 15…20%.

Предложенное техническое решение может найти применение в узлах трения многих машин и приборов, аналогично использованию волокнистых композиционных материалов с металлической матрицей [1] и др.

1. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей. Под ред. М.Х. Шоршова. – М.: Машиностроение, 1981. – 272с.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТВЁРДОГО РАСТВОРА И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ МЕДНЫХ СПЛАВОВ НА ПАРАМЕТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

Конева Н. А., Тришкина Л. И., Козлов Э. В.

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

Первые измерения плотности дислокаций в деформированных материалах были выполнены довольно давно. Теперь измеряется не только средняя скалярная плотность дислокаций, но и некоторые другие параметры дислокационной структуры. Закономерности накопления дислокаций в чистых металлах были обобщены в ряде обзорных работ. Накопление дислокаций в твердых растворах имеет свои отличия по сравнению с чистыми металлами. Сведений о накоплении дислокаций в твердых растворах пока еще мало, и они не имеют систематического характера.

Работа посвящена исследованию и описанию закономерностей накопления дислокаций при деформации поликристаллов однофазных твердых растворов Cu–Mn с различным твердорастворным упрочнением. Исследование механических свойств и дислокационной структуры твердых растворов системы медь-марганец представляет интерес по нескольким причинам: во-первых, твердые растворы системы Cu–Mn достаточно однородны, во-вторых, с ростом концентрации марганца растет параметр кристаллической решетки и величина твердорастворного упрочнения, в-третьих, содержание марганца слабо влияет на энергию дефекта упаковки (ЭДУ). Поэтому можно изучить роль исключительно твердорастворного упрочнения.

Для исследования были выбраны поликристаллические сплавы – твердые растворы медь-марганец с содержанием Mn: 0.4, 6.0, 13.0, 19.0, 25.0 ат.%. Определялись механические свойства сплавов, деформированных растяжением в интервале температур 20…400°C, и изучалась их дислокационная структура. Исследования дислокационной структуры проводили методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии после деформации при температурах 20, 200, 300, 400°C. Выделена роль различных компонент плотности дислокаций: средней скалярной плотности дислокаций, избыточной плотности дислокаций, плотности дислокаций в стенках ячеек и внутри ячеек. Особое внимание уделено параметрам ячеистой субструктуры, измеренным при различных температурах испытания и концентрациях легирующего элемента. Выявлена важная роль величины твердорастворного упрочнения в закономерностях накопления дислокаций. Установлено, что изменение концентрации марганца практически линейным образом изменяет $\rho^{1/2}$, где ρ – средняя скалярная плотность дислокаций. Увеличение температуры испытания снижает плотность дислокаций. Чаще это также происходит по линейной зависимости. Величина твердорастворного упрочнения и плотность дислокаций определяют типы формирующихся субструктур. Соотношение $\sigma = m\alpha\cdot\mu\cdot b\cdot\rho^{1/2}$ (m – ориентационный множитель, α – коэффициент междислокационного взаимодействия, μ – модуль сдвига) выполняется при всех концентрациях твердого раствора. Параметр междислокационного взаимодействия α практически остается постоянным во всем исследованном интервале концентраций твердого раствора Cu–Mn.

СОВОКУПНОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Козлов Э. В., Конева Н. А., Попова Н. А.

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

Измельчение зерен повышает предел текучести и напряжение течения металлических поликристаллов и делает их применение в промышленности весьма перспективным. В работе рассмотрены механизмы деформации поликристаллов в зависимости от среднего размера зерна в интервале размеров 1 нм…1мкм. Выделены критические размеры зерен. Особое внимание уделено роли в деформации распределения зерен по размерам.

Бездислокационные зерна наблюдаются при их размере меньше критического, который для чистых металлов близок к $d_{кр} \leq 100$ нм. С измельчением размера зерен, полученных интенсивной пластической деформацией, в строении поликристаллического агрегата происходят значительные изменения. Нарастает плотность границ зерен. При этом сохраняется высокая плотность дефектов на самих границах зерен. Это дефекты дислокационного и дисклинационного типов, а также зернограничные ступеньки. Одновременно изменяется дефектная структура тела зерен. Скалярная плотность дислокаций внутри зерен убывает. При этом в дислокационной структуре нарастает доля геометрически необходимых дислокаций. Соответственно увеличиваются внутренние напряжения. При достижении некоторого критического размера зерна дислокации уходят из тела зерна и сосредотачиваются в границах зерен. Согласованно увеличивается доля тройных стыков зерен и в них растет плотность дисклинаций. Соответственно с уменьшением размера зерен плотность дисклинаций и их мощность и кривизна-кручение кристаллической решетки в теле зерен нарастают. Достижение параметров критической зеренной структуры приводят к смене главного типа дефектов – дислокаций – на частичные дисклинации. При приближении размера зерна к критической величине внутрезеренная плотность дислокаций сначала уменьшается, и затем зерна становятся бездислокационными. Одновременно увеличивается плотность частичных дисклинаций на границах зерен и особенно в тройных стыках. При среднем размере зерен $d = 100$ нм дислокационная структура в нанополикристаллах практически полностью начинает заменяться дисклинационной. При этом величина плотности дисклинаций достигает значений, равных плотности дислокаций в деформированных материалах. При размере зерна $d \leq 100$ нм дислокационное скольжение в нанозернах еще имеет место, однако накопление дислокаций уже не происходит. При дальнейшем уменьшении размера зерна полные дислокации заменяются частичными дислокациями, двойниками, дефектами упаковки, полусимметризованными участками свободного и стесненного объемов. Такие участки возникают в местах сильного искажения кристаллической решетки.

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 Бюргерса от частичных дислокаций к полным. Иными словами, при высокой плотности границ зерен основная деформация протекает по ним, а при меньшей плотности – по телу зерен.

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕННОЙ ФОРМЫ ЛАЗЕРНОГО ИМПУЛЬСА НА ГЛУБИНУ ЗОНЫ УПРОЧНЕНИЯ В СТАЛЯХ

Гуреев Г. Д., Гуреев Д. М.

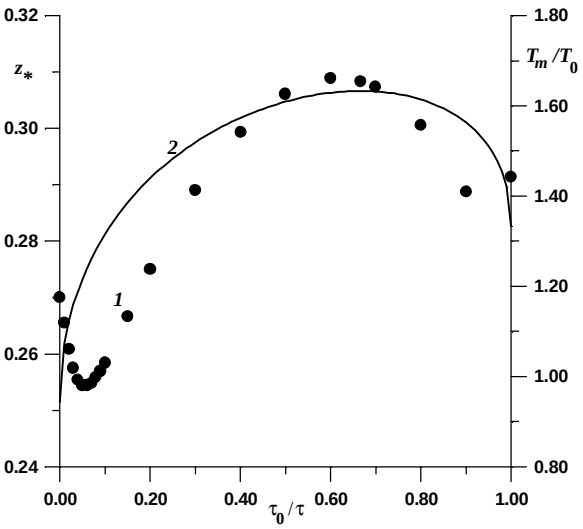
СамГТУ, Самара, Россия, anton_gureev@samaradom.ru

Для модифицирования локальных участков поверхности мелкоразмерных деталей из конструкционных материалов, а также режущего и штампового инструмента эффективно использование импульсного лазерного излучения. Импульсное лазерное воздействие миллисекундных длительностей ведет к формированию на поверхности слоев с измененным структурно-напряженным состоянием толщиной 0,1–0,2 мм, в результате чего износостойкость поверхности возрастает в несколько раз. На практике толщина таких слоев варьируется путем изменения энергии и длительности лазерного импульса. Вместе с тем она должна существенно зависеть и от временной формы последнего.

При решении одномерного линейного уравнения теплопроводности в приближении полубесконечной среды и постоянства плотности мощности лазерного излучения в пределах пятна фокусировки нами рассматривалась треугольная временная форма лазерного импульса с изменяющейся крутизной переднего фронта при неизменной энергии излучения в импульсе, соответствующей энергии излучения в импульсе прямоугольной временной формы. Полученное решение имеет вид:

$$T(z,t)=\begin{cases} T_1(z,t)=\dfrac{2}{3}\dfrac{t\sqrt{t}}{\tau_0\sqrt{\tau}}\left[3\sqrt{\pi}\left(1+\dfrac{2}{3}\dfrac{z^2}{4at}\right)ierfc\left(\dfrac{z}{2\sqrt{at}}\right)-\exp\left(-\dfrac{z^2}{4at}\right)\right]T_0,\ 0\le t\le\tau_0, \\ T_2(z,t)=T_1(z,\tau_0)+\dfrac{2}{3}\dfrac{(t-\tau_0)\sqrt{t-\tau_0}}{(\tau-\tau_0)\sqrt{\tau}}\left[\exp\left(-\dfrac{z^2}{4a(t-\tau_0)}\right)+\right. \\ \left.+3\sqrt{\pi}\left(\dfrac{\tau-t}{t-\tau_0}-\dfrac{2}{3}\dfrac{z^2}{4a(t-\tau_0)}\right)ierfc\left(\dfrac{z}{2\sqrt{a(t-\tau_0)}}\right)\right]T_0,\ \tau_0\le t\le\tau, \end{cases}$$

где z и t – текущие координата и время; t – длительность лазерного импульса; t_0 – временной параметр, характеризующий крутизну переднего фронта импульса; $T_0=2q(1-R)\sqrt{at}\,/\,l\sqrt{p}$; q – плотность мощности лазерного излучения, падающего на поверхность материала; R – коэффициент отражения излучения заданной длины волны поверхностью; a и l – коэффициенты температуропроводности и теплопроводности материала соответственно.



Результаты анализа полученного решения приведены на рисунке, где $z_*=z_h/\sqrt{2at}$ (*1*), z_h – глубина упрочненной зоны, соответствующая изотерме $A_{c1}=727°C$, T_m (*2*) – максимальная температура нагрева поверхности в сопоставлении с $T_0=1240°C$ для прямоугольного импульса, при котором $z_*=0{,}276$. Видно, что достигаемая максимальная глубина упрочнения $z_*=0{,}309$ заметно превышает таковую для прямоугольного импульса.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕНОСА МАССЫ В ВИДЕ РЯДОВ ВАКАНСИЙ И МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ НА ПРИМЕРЕ ДВУМЕРНОГО КРИСТАЛЛА

Старостенков М. Д.[1], Маркидонов А. В.[2], Медведев Н. Н.[1], Тихонова Т. А[2].

[1]Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия
[2]Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк, Россия
markidonov_artem@mail.ru

Дефекты кристаллической решетки приводят к локальному перераспределению массы [1]. Структура кристаллической решетки при наличии в ней дефекта претерпевает определенные искажения за счет смещения атомов в упругих полях. Так, например, вакансию можно рассматривать как центр сжатия, а межузельный атом как центр растяжения в упругой среде. При их аннигиляции происходит перераспределение недостающей и избыточной масс, и идеальность кристалла восстанавливается.

На примере двумерного кристалла методом молекулярной динамики изучался процесс массопереноса создаваемого рядами вакансий и межузельных атомов. Использование двумерной модели оправдано тем, что диффузионные процессы, как правило, развиваются в плотноупакованных направлениях, которым соответствуют плоскости {111} в ГЦК кристалле. К тому же время компьютерного эксперимента при этом значительно уменьшается.

Эксперимент проводился с помощью программы [2], и заключался в наблюдении за релаксацией структуры посредством разогрева кристалла на небольшой уровень температуры вблизи 0 К. Для исследования брались основные ГЦК металлы: алюминий, никель, медь. Изначально в кристаллическую решетку вдоль плотноупакованных направлений были введены ряды точечных дефектов создающих локальное перераспределение массы.

В процессе релаксации были отмечены следующие эффекты. В самом начале возникают ударные волны атомных смещений вдоль плотноупакованных направлений с достаточно большими амплитудами. При этом наблюдается резкий всплеск температуры решетки и энергии приходящейся на один атом. Затем формируются продольные и поперечные волны атомных смещений с гораздо меньшими амплитудами. В течение структурной перестройки кристалла межузельные атомы за счет кооперативных перемещений посредством эстафетного механизма смещают упаковку соседей так, что происходит аннигиляция точечных дефектов и тем самым исчезают области массовой неоднородности. Скорость этих смещений различна в зависимости от выбранного металла, но во всех случаях значительно превышает скорость звука. Так же она возрастает с увеличением начальной температуры решетки. Помимо этого, наблюдаются коллективные циклические перемещения атомов.

Таким образом, расположенные в решетки ряды вакансий и межузельных атомов приводят к сверхбыстрому массопереносу.

1. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки: Учебник дла вузов. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.
2. Полетаев Г.М. "Моделирование методом молекулярной динамики структурно-энергетических превращений в двумерных металлах и сплавах (MD2)". Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2008610486 от 25.01.2008.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПРОФИЛЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ ЧАСТЕЙ БИКРИСТАЛЛА С ГЦК РЕШЕТКОЙ

Старостенков М. Д.[1], Харина Е. Г.[2], Ракитин Р. Ю.[1], Демьянов Б. Ф.[1]

[1]*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*
genphys@agtu.secna.ru
[2]*Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк, Россия*
jane-ohara@yandex.ru

Одним из методов исследования энергетической структуры металлических систем является построение энергетических профилей скольжения частей бикристала. В данной работе задача исследования энергетической структуры проводились с использованием программы «GB3D» [1]. Компьютерный эксперимент проводился для ГЦК металлов (Ni, Cu, Al) с использованием модельного парного потенциала Морзе [2]. Расчетный блок представлял собой кристалл размером ~60×52×49 Å с общим количеством атомов до 25000.

Эксперимент состоял из серии расчетов, в каждом из которых производился сдвиг идеального кристалла вдоль плоскости (111) на величину вектора (x, y). Затем производился подсчет удельной энергии кристалла (модель жестких сфер). После это кристалл подвергался низкотемпературной релаксации в течение 10 пс. При этом энергия кристалла понижалась (динамическая модель). Используя данную методику, были построены g – поверхности и их проекции на плоскость сдвига (см. рис. 1).

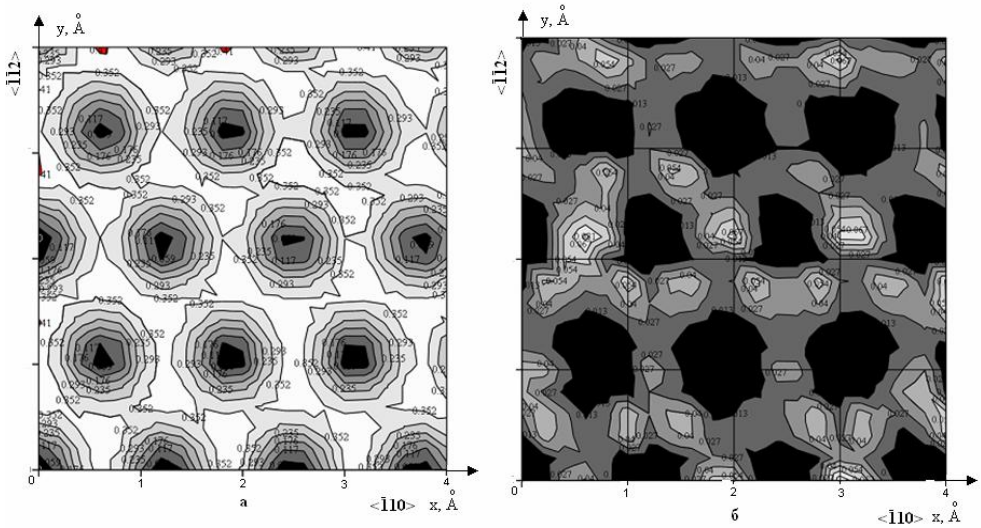


Рис. 1. Проекции g – поверхностей на плоскость (111) в динамической (*а*) и динамической модели (*б*). Энергия определяется в расчете на единицу плоскости (111) и измеряется в эВ/Å^2.Светлые участки соответствуют более высокой энергии.

В модели жестких сфер (рис. 1а) атомы в идеальном кристалле занимают положения, определяемые низкими значениями энергии. При динамической релаксации энергия кристалла понижается (рис. 1б).

Построение энергетических поверхностей позволяет обнаружить стабильные и высокоэнергетические состояния кристалла. Выявить направления возможной релаксации кристаллов и миграции атомов при деформации кристаллов.

1. Ракитин Р.Ю. Границы зерен в металлах (GB3D) / РОСПАТЕНТ. Свидетельство № 2009610714 от 30 января 2009
2. Girifalco L.A., Weiser V.G. Phys. Rev. 114 (1959) 3.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОТЕНЦИАЛА МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Дудник Е. А.[1], Старостенков М. Д.[2], Дудник Д. В.[1]

[1]*Рубцовский индустриальный институт АлтГТУ, Рубцовск, Россия,* evgdudnik@yandex.rul

[2]*Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова, Барнаул, Россия,* genphys@mail.ru

Основной задачей при моделировании структуры и свойств дефектов является создание математической модели, адекватно описывающей поведение системы на атомном уровне в зависимости от заданных начальных условий. Для этого необходимо определить модельный потенциал межатомного взаимодействия, который правильно отражает физику взаимодействия.

Возможны два подхода построения модели взаимодействия между атомами. В первом в основу взяты центральные парные потенциалы взаимодействия, зависимость $\varphi(r)$ этих потенциалов от межатомных расстояний r определяется взаимодействием двух атомов. Полная энергия системы E представляется суммой парных центральных взаимодействий между двумя атомами. В силу своей простоты приближение парного взаимодействия широко используется в компьютерном моделировании для решения различных задач.

Возможен другой подход: если система однородна, то можно ввести плотность энергии $F(\rho)$, зависящую в точке r только от плотности $\rho(r)$ в этой точке (приближение локальной плотности) или в некоторых окрестностях этой точки (приближение взвешенной плотности)[1]. Полная энергия металла представляется двумя вкладами. Первый вклад определяет энергию погружения выделенного атома в электронную плотность, создаваемую суперпозицией всех остальных атомов в области расположения выделенного атома, и отражает многочастичные эффекты. Вторым вкладом является сумма парных потенциалов, описывающих отталкивание двух экранированных ионов. В итоге, полная энергия металла E представляется выражением: $U_{TB} = U_R + U_B$.

При моделировании межатомного взаимодействия в сплавах количество параметров возрастает, кроме взаимодействия атомов одного сорта необходимо определить взаимодействия между атомами различных сортов.

Для расчета параметров потенциала взаимодействия минимизируется следующий функционал, в котором параметры задаются в среднеквадратичном отклонении по экспериментальным данным, таким как энергия сублимации, параметр решетки, упругие модули.:

$$L = (E_S + U_{TB})^2 + (C_{11}^T - C_{11}^R)^2 + (C_{12}^T - C_{12}^R)^2 + (C_{44}^T - C_{44}^R)^2 \longrightarrow \min, \qquad (1)$$

где $C_{11}^T, C_{12}^T, C_{44}^T$ – значения, полученные экспериментально; $C_{11}^R, C_{12}^R, C_{44}^R$ – значения, рассчитанные аналитически из уравнений потенциальных функций. Для минимизации функционала используется метод градиентного спуска. Программное обеспечение реализовано в среде программирования Borland Delphi7.

1. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys. Physical Review. №1, 1993

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОБОРВАННЫХ СУБГРАНИЦ И РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ФРАГМЕНТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Перевезенцев В. Н., Сарафанов Г. Ф.

Нижегородский филиал Учреждения Российской академии наук Института машиноведения им.А.А.Благонравова РАН, г.Нижний Новгород,
pevn@uic.nnov.ru

В рамках кинетического подхода проведено компьютерное моделирование формирования оборванных субграниц и полос переориентации в полях упругих напряжений мезодефектов (стыковых дисклинаций, диполей клиновых дисклинаций и скоплений дислокаций ориентационного несоответствия), возникающих на границах и в стыках зерен при пластической деформации. Пластическая деформация рассматривается в модели как процесс пороговой генерации, движения и аннигиляции решеточных дислокаций. Уравнение движения для *к*-компоненты скорости дислокации ***s***-й системы скольжения записывается в виде:

$$V_k^{(s)} = \frac{dx_k^{(s)}}{dt} = M_{ki} e_{ijm} l_j b_n^{(s)} \left(\sigma_{mn}^{ext} + \sigma_{mn}^{\text{int}} \right),$$

где: σ_{mn}^{ext} – тензор напряжений, обусловленных внешним по отношению к рассматриваемой системе дефектов полем; σ_{mn}^{int} – тензор внутренних напряжений, определяемый как суммарное упругое поле, действующее на дислокацию со стороны других дефектов; M_{ki} – тензор подвижности дислокации; e_{ijm} – единичный асимметричны тензор; l_j – единичный вектор, касательный к линии дислокации. Размножение дислокаций в объеме зерен характеризовалось некоторой скоростью зарождения в плоскостях скольжения пар дислокаций противоположного знака, находящихся друг от друга на расстоянии $x_c = Gb / 2\pi(1-\nu)\sigma_c$ (σ_c – пороговое напряжение срабатывания источника). Результаты моделирования показывают, что при достаточной мощности мезодефектов формирующиеся в их поле субграницы и полосы переориентации представляют собой динамические дислокационные структуры устойчивые к снятию нагрузки. Их возникновение приводит к снижению упругой энергии системы за счет эффекта экранировки полей напряжений мезодефектов ансамблем движущихся дислокаций [1] и выравниванию скорости деформации по объему зерна. Установлено, что как изолированные оборванные субграницы, так и субграницы, образующие полосы переориентации, располагаются вдоль нулевых изолиний сдвиговой компоненты тензора напряжений экранированного дисоркационным ансамблем упругого поля мезодефектов. Выявлено хорошее соответствие результатов моделирования с результатами, полученными аналитически в континуальном приближении.

1. Г.Ф.Сарафанов, В.Н.Перевезенцев «Экранирование упругого поля дислокаций дислокационным ансамблем». ФТТ, 2007, том 49, вып. 10, с. 1780-1776

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ЗАРОЖДЕНИЯ СУБГРАНИЦ И МИКРОТРЕЩИН В УПРУГИХ ПОЛЯХ ДИСКЛИНАЦИЙ, ЭКРАНИРОВАННЫХ СИСТЕМОЙ ДВИЖУЩИХСЯ ДИСЛОКАЦИЙ

Сарафанов Г. Ф., Перевезенцев В. Н.

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

Экспериментальные и теоретические исследования феномена фрагментации позволили заключить, что в поликристаллах его первопричиной являются мощные упругие напряжения, источники которых (мезодефекты) возникают на межзеренных границах в процессе пластической деформации. В упругих полях этих мезодефектов, которые можно рассматривать как первичные (наведенные активной пластической деформацией), формируются вторичные мезодефекты – системы оборванных дислокационных границ [1], которые экранируют упругие поля первичных мезодефектов и понижают общую упругую энергию системы [2]. Пластическая деформация в окрестности мезодефектов (в основном стыковых дисклинаций) вызывает релаксацию ее упругих полей путем образования разориентированных областей (оборванных субграниц). С ростом деформации мощность стыковых дисклинаций как и разориентировок субграниц нарастает, достигая значений при которых становится возможным вблизи дисклинаций образование микротрещин.

В настоящей работе исследованы условия зарождения субграниц в упругом поле дисклинации и сформулирован энергетический критерий зарождения дисклинационной микротрещины, учитывающей то обстоятельство, что упругое поле дисклинации эффективно экранируется распределенным дислокационным зарядом, формирующимся в ее окрестости в процессе деформации. Показано, что при мощности дисклинации

$$\omega > \omega^* = 4(1-\nu)\sqrt{\frac{2\gamma_s}{G r_d g_{max}(\nu)}}$$

зарождается микротрещина критической длины $l^* \approx 0{,}6 r_d$ (при $\nu = 1/3$). Здесь r_d – радиус экранирования упругого поля [2], G – модуль сдвига, γ_s – поверхностная энергия, $g_{max}(\nu)$ – максимальное значение функции $g(l,\nu)$, имеющей смысл производной по l от энергии упругого поля (нормированной на величину $G\omega^2 r_d/16\pi(1-\nu)^2$) в зоне трещины (зоне релаксации по Сен-Венану). Значение критической длины трещины l^* соответствует максимуму этой функции. При типичных значениях параметров: $\gamma_s = Gb/8$, $b = 3\cdot 10^{-8}$ cm, $r_d = 0.2$ μm, $\nu = 1/3$, имеем $\omega^* \approx 0.12$ (рад) ~ 7^0, $l^* \approx 0{,}1$ μm.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 08-02-97041р_поволжье).

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия. -1986.
2. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Экранирование упругого поля дисклинаций дислокационным ансамблем //ФТТ.- 2007, т.49. N10, с.1780-1786.

НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РАЗУПРОЧНЕНИЕМ ВО ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЕ

Сарафанов Г. Ф.

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

Механика деформирования кристаллических сплавов в некоторой области температур экспериментально обнаруживает особенности в виде "зубцов" на диаграммах деформации $\sigma - \varepsilon$. Это явление, связанное с динамикой процесса деформации, в литературе называют эффектом Портевена-Ле Шателье (ЭПЛ). После работ Коттрелла представляется обоснованным, что данное явление непосредственно связано с динамическим старением сплава, то есть с образованием на подвижных дислокациях "атмосфер" растворенных атомов. Это приводит к нелинейной зависимости силы торможения дислокаций от скорости, и как следствие к неустойчивости пластического течения. С другой стороны, экспериментальные исследования показывают, что для адекватного описания явления ЭПЛ необходимо учитывать в динамике развития неустойчивого процесса пластической деформации, во-первых, релаксационные процессы в ансамбле наведенных при пластической деформации на межкристаллитных границах мезодефектов (процессы аккомодационных подстроек, приводящие к снижению упругих полей σ_{int} мезодефектов); во-вторых, особенности динамического старения сплава (процессы формирования атмосферы Коттрелла на движущихся дислокациях). Кроме того, с математической точки зрения в системе необходимо учитывать инерционные слагаемые (массу дислокаций), что делает модель математически более корректной.

С учетом указанных особенностей в работе с единых позиций на основе автоволновой модели делается попытка дать возможное объяснение ПЛ-эффекту и процессу формирования полос Людерса. Найдены решения в виде бегущих фронтов и импульсов, что приводит к квазипериодическому изменению нагрузки. Показано, что дислокации во фронте волн разупрочнения пластической деформации создают большое поле внутренних напряжений $\sigma_{int} > 0$, которое перебрасывает дислокации из медленного состояния (с атмосферой Коттрелла) в быстрое (без атмосферы) и обеспечивает высокое значение фазовой скорости волны переключения, близкое к скорости звука при достаточно большой плотности дислокаций.

Установлено, что режим периодического изменения нагрузки, связанный с распространением бегущих импульсов (полос Людерса) контролируются безразмерным параметром, характеризующим процесс накопления дислокационных зарядов на границах фрагментов. Выше некоторого критического значения этого параметра режим изменения нагрузки приобретает стохастический характер.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 08-02-97041р_поволжье).

ИЗВЛЕЧЕНИЕ МАКРОСВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ ДАННЫХ НЕПРЕРЫВНОГО МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Головин Ю. И.[1], Головин Д. Ю.[1], Исаенкова М. Г.[2], Крымская О. А.[2], Васюков В. М.[1], Столяров Р. А.[1], Шуклинов А. В.[1]

[1]*НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы», г. Тамбов, Россия,*
golovin@tsu.tmb.ru
[2] *МИФИ, г. Москва, Россия,*
isamarg@mail.ru

В атомной энергетике важнейшим материалом для деталей активной зоны и тепловыделяющих систем реакторов на тепловых нейтронах являются циркониевые сплавы. В процессе работы эти детали подвергаются коррозии, наводораживанию при взаимодействии с теплоносителем, радиационным повреждениям и ползучести под действием облучения и температуры. В результате изменяются их механические свойства, что в итоге существенно ограничивает ресурс работы элементов конструкции реакторов.

Для изучения механических свойств обычно используют материало- и трудоемкие методы растяжения/сжатия стандартных макрообразцов. В работе исследуется возможность извлечения макрохарактеристик (предел текучести, модуль Юнга, коэффициент деформационного упрочнения) из данных непрерывного индентирования.

Первичным источником информации о материале при наноиндентировании (NI) является *P-h* диаграмма, аналогичная по физическому смыслу традиционной диаграмме одноосного деформирования $\sigma - \varepsilon$. Восстановление $P - h$ диаграммы из диаграммы $\sigma - \varepsilon$ - прямая задача.

Для извлечения макрохарактеристик неободимо решить обратную задачу: восстановление из данных NI макроскопических характеристик материала – кривой деформации $\sigma - \varepsilon$, предела текучести σ_y, коэффициента деформационного упрочнения $K_d = \partial\sigma / \sigma\varepsilon$, термоактивационных параметров процессов пластического течения, величины внутренних напряжений σ_r и др.

Индентирование циркониевых сплавов проводили на наноиндентометре G200 фирмы MTS (США). Из данных NI может быть извлечено около трех десятков параметров, характеризующих материал на микро- и наноуровне (в том числе, и время–зависимые). В рамках данной концепции, благодаря специальной обработке $P - h$ диаграммы, рассчитаны предел текучести и коэффициент деформационного упрочнения.

Современные возможности компьютерной обработки позволяют не только определять отдельные величины, характеризующие процесс локального упруго-пластического деформирования, но и находить связь между $P - h$ и $\sigma - \varepsilon$ диаграммами макродеформирования методом конечных элементов в 3D численном моделировании. Для контроля полученных характеристик проводили исследования макрообразцов на испытательной машине Landmark (MTS). Полученные кривые $\sigma - \varepsilon$ удовлетворительно совпали с данными компьютерной модели.

Работа выполнялась при поддержке грантов «Carl Zeiss», РФФИ №07-02-00906а, программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010)» и приоритетной национальной программы «Образование».

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ МЕАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Головин Ю. И.[1], Исаенкова М. Г.[2], Крымская О. А.[2], Васюков В. М.[1], Столяров Р. А.[1], Шуклинов А. В.[1]

[1]*НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы», г. Тамбов, Россия,*
golovin@tsu.tmb.ru
[2] *МИФИ, г. Москва, Россия,*
isamarg@mail.ru

Циркониевые сплавы являются важным конструкционным материалом в ядерной энергетике, химическом машиностроении и в медицинской технике. Современные тенденции обуславливают более высокие требования к механическим свойствам этих сплавов, причем толщина рабочего слоя может составлять всего несколько микрометров или даже нанометров. При характерном размере $R < 100$ нм наблюдаются сильные размерные эффекты в механических свойствах всех кристаллических материалов. Однако, изучены они недостаточно полно и имеются существенные противоречия и расхождения с современными моделями, что отражает современное состояние теории механических свойств твердых тел в нано-шкале.

Цель данной работы заключается в выявлении роли размеров деформируемого объёма на величину его механических характеристик, оцениваемых различными методами, применительно к сплавам на основе циркония.

Исследования наномеханических свойств проводились на наноиндентометре G200 фирмы MTS (США) в диапазоне нагрузок на индентор 15 мН … 10 Н, микромеханических – на твердомере Duramin A300 в диапазоне нагрузок 10 Н … 200 Н. Аттестация макросвойств образцов производилась на универсальной испытательной машине MTS Landmark 370.

Наряду с исследованиями механических свойств сплавов методами локального деформирования индентором проводились испытания на сжатие микро- и наноразмерных цилиндрических образцов циркониевого сплава в однородном поле напряжений. Для приготовления таких образцов использовалась методика вытравливания поверхности вокруг столбиков сфокусированным ионным пучком (FIB) в колонне электронного микроскопа Neon 40, компании CarlZeiss.

Для извлечения макрохарактеристик образцы подвергались испытаниям на сжатие и растяжение в «жестком» и «мягком» режимах деформации в широком диапазоне скоростей деформирования.

Мониторинг состояния поверхности деформированных образцов проводился на растровом электронном микроскопе Neon 40.

Установлены размерные зависимости твердости и предела текучести в диапазоне характерных размеров от десятков нанометров до единиц миллиметров, а также границы размернозависимых и размернонезависимых интервалов характерных размеров.

Работа выполнялась при поддержке грантов «Carl Zeiss», РФФИ №07-02-00906а, программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010)» и приоритетной национальной программы «Образование».

ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ПОДЛОЖКАХ КАК МЕСТА РОСТА НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
fti@tltsu.ru

Нитевидные пентагональные кристаллы (НПК) полученные методом электроосаждения металла [1] имеют необычную структуру (ось симметрии 5-го порядка, а следовательно содержат дисклинацию[2]), уникальные физико-механические свойства. В данной работе НПК получали метод электроосаждения металла из водного раствора электролита. Преимущества этого метода заключаются в том, что наряду со сравнительно простой технологией получения кристаллов, низкой себестоимостью, возможностью автоматизации и варьирования структурой и размерами получаемых объектов, он также позволяет управлять через технологические параметры процессами образования и роста кристаллов.

Обычно высокоэнергетичные дефекты дисклинационного типа (ДДТ) появляются в металлах и сплавах подверженных большим пластическим деформациям [3], а также в электроосажденных покрытиях полученных при специфических условиях [1]. В частности в данной работе для выращивания медных пентагональных пирамид и призм использовались подложки заведомо содержащие ДДТ – это электролитические медные фольги состоящие из пентагональных кристаллов, а также никелевые, хромовые покрытия нанесенные на нержавеющую сталь и содержащие ДДТ и трещины.

Обнаружено, что если в подложке имеется выход частичной дисклинации, то на ней в процессе электроосаждения металла на границе раздела, как на ступеньке, путем присоединения адатомов по винтовой линии, может происходить рост НПК без образования зародышей.

Нами предложен и описан спирально-дисклинационный механизм роста НПК который часто реализуется на стыках зерен и в вершинах трещин. Наличие трещины в покрытии подложки эквивалентно появлению там дисклинации кручения с мощным полем упругих напряжений. Берега трещины, как и смещенные друг относительно друга зерна, образуют клиновидную ступеньку, на которой возможен рост нитевидных кристаллов по спиральному механизму с образованием террас (рис. 1).

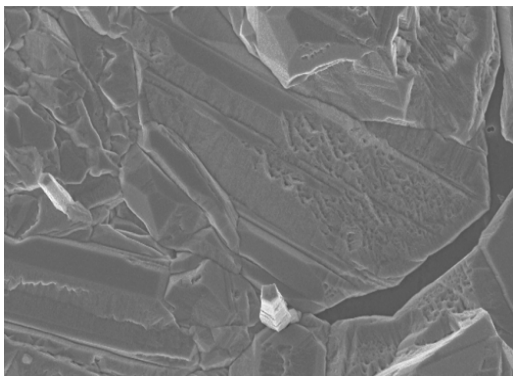


Рис. 1. Пирамида в вершине трещины и на стыке зерен нитрид титанового покрытия на стали

Из проведенных нами исследований следует, что НПК (пентагональные пирамиды и призмы), имеющие высокие ступени роста образуются и растут на дефектах подложки, имеющих дисклинационную природу, это частичные дисклинации, стыки зерен, оборванные границы и субграницы, вершины трещин, двойниковые вставки. Если специально на подложке в определенных местах создать дефект дисклинационного типа, то путем контролируемой электрокристаллизации можно в этом месте вырастить нитевидный кристалл заданной формы и размера. Эта идея положена в основу запатентованного нами способа создания специфических кантилеверов, с металлическим зондом из нитевидного кристалла для атомно-силовой и туннельной микроскопии.

Работа выполнена при поддержке Аналитической ведомственной целевой программы №1271.

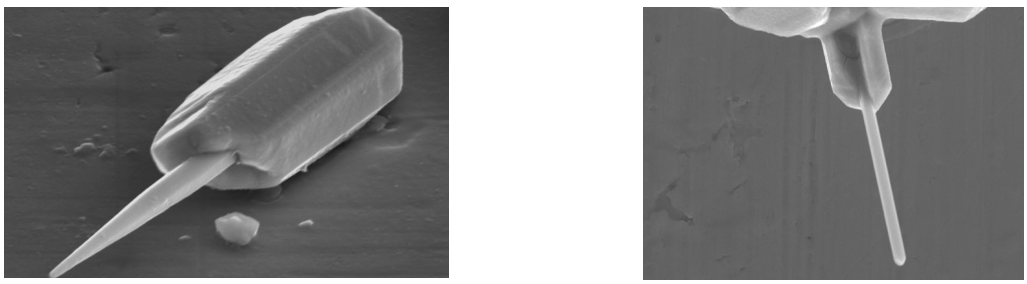
1. А.А. Викарчук, А. П. Воленко Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. – 2005. – т. 47, вып. 2. – С. 339 - 344.
2. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. // Ленинград: Наука, 1986. - 224 с.
3. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КАНТИЛЕВЕРОВ НА ОСНОВЕ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Грызунова Н. Н., Викарчук А. А., Волков А. В., Дорогов М. В.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
fti@tltsu.ru

Проведенные исследования позволили разработать модели роста нитевидных пентагональных кристаллов на основе металла. В работах [1,2] изложены экспериментальные результаты исследования дефектов дисклинационного типа в подложках как возможных мест формирования металлических нитевидных пентагональных кристаллов, полученных методом электроосаждения, обоснован выбор подложек для выращивания таких кристаллов, разработаны спирально-дисклинационные модели формирования пентагональных пирамид на дефектах дисклинационного типа, имеющих различную природу. Из разработанных моделей следует, что если специально создавать дефекты дисклинационного типа, в определенных местах подложки, в частности, на консольной балке, то можно целенаправленно выращивать металлические кантилеверы для сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) (рис. 1).



а б

Рис. 1. Металлические зонды, выращенные на основе пентагональных кристаллов

В данной работе изложены теоретические основы создания для зондовой сканирующей микроскопии металлических кантилеверов на основе нитевидных пентагональных криталлов, предложена методика и получены образцы микроизделий.

Работа выполнена при поддержке госбюджетной темы «Аналитическая ведомственная целевая программа – 1271».

1. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н. Спирально-дисклинационный механизм формирования нитевидных пентгональных кристаллов в процессе электрокристаллизации // Журнал «Материаловедение», 2008, № 6, С.7-13.
2. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Дорогов М.В. Особенности образования и роста металлических пентагональных нитевидных кристаллов на дефектах дисклинационного типа // Известия Самарского научного центра РАН. 2008. Выпуск 6. С.50-56.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Лиманова Н. И., Талалова Е. А., Мамзин Е. А., Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
N.Limanova@tltsu.ru, Physics@tltsu.ru

В процессе электрокристаллизации меди на индифферентных подложках при определенных режимах осаждения образуются пентагональные частицы, имеющие различный габитус и морфологию. Характерной особенностью пентагональных малых частиц (ПМЧ) является наличие одной или нескольких осей симметрии пятого порядка. Оси пятого порядка обычно связаны с дефектами дисклинационного типа, энергия которых быстро растет с увеличением размеров самой частицы, что обычно сопровождается делением частиц на субзерна с двойниковыми границами [1]. Экспериментально было обнаружено, что некоторые ПМЧ имеют внутренние полости. Известно два основных механизма образования полостей в ПМЧ – ростовой и релаксационный [2]. Полости, образующиеся в процессе электрокристаллизации в трубках в результате замыкания диффузионных потоков ионов меди, будем называть ростовыми. А полости, образующиеся в результате релаксационных процессов, протекающих в частицах, – релаксационными. Рассмотрим кинетику формообразования полостей в ПМЧ в процессе релаксации. Наличие больших упругих напряжений и избыток дефектов вакансионного типа в таких частицах позволяет определить их состояние как неравновесное. Процесс перехода в равновесное состояние протекает в двух основных направлениях – релаксация упругих напряжений в частице, детально разработанная в трудах Викарчука А.А. [2], и диффузионные процессы, в основном самодиффузия по вакансиям и зернограничная диффузия.

В настоящей работе ставилась цель смоделировать релаксацию дефектов вакансионного типа в ПМЧ. Изучение кинетики процесса самодиффузии в частице можно заменить рассмотрением диффузии вакансий. При этом коэффициент диффузии вакансий связан с коэффициентом самодиффузии:

$$D_v = \frac{n}{n_v} D_s,$$

где D_v –коэффициент диффузии вакансий, а D_s – коэффициент самодиффузии вещества. Для достижения поставленной цели в работе найдено решение неоднородного уравнения диффузии на основе использования теории клеточных автоматов. Уравнение диффузии становится неоднородным, когда на отрезке, где происходит чистая диффузия, имеются внешние источники-стоки диффундирующего компонента. Выбор граничных и начальных условий определялся физикой процесса и морфологией частиц. Приводятся результаты компьютерного моделирования формообразования полостей в ПМЧ. Моделирование проведено на основе анализа процессов самодиффузии по вакансиям и зернограничной диффузии в рассматриваемых малых частицах.

1. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. –М.: Янус – К. 1997.
2. Перспективные материалы: Структура и методы исследования. Учеб. пособие / Викарчук А.А., Ясников И.С., Счастливцев В.М. и др. Под ред. Мерсона Д.Л. – М.: МИСиС; Тольятти: ТГУ, 2006.

ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ МИКРОКРИСТАЛЛЫ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЕРЕБРА

Ясников И. С., Прохоров П. Э.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
kart2001@rambler.ru

Проведённые нами недавно эксперименты показали, что пентагональные микрокристаллы серебра при электроосаждении в потенциостатическом режиме на индифферентную подложку образуются в диапазоне перенапряжений η = 100…120 мВ, причём морфология получаемых объектов однозначно определяется значением перенапряжения в данном диапазоне.

При η = 100 мВ образуются пентагональные микрокристаллы, растущие по слоевому механизму (рис. 1 а). Послойный рост таких кристаллов представляет собой движение фронта кристаллизации в виде «террас», параллельных поверхности кристалла.

При η = 110 мВ нами выявлены пентагональные микрокристаллы с полостью внутри (рис. 1 б). Механизм образования полости в таких кристаллах представлен в работе [1], согласно которой дисклинация вызывает осевые напряжения, которые оказываются сжимающими около оси кристалла и растягивающими вблизи его поверхности. Такой характер внутренних напряжений делает энергетически выгодным зарождение и выброс наружу призматических дислокационных петель вычитания с образованием на торце микрокристалла выемки [1] (рис. 1 б).

При η = 120 мВ наблюдалось образование пентагональных «звёзд» (рис. 1 в). У данных объектов нами выявлено формоизменение габитуса вследствие активного роста по слоевому механизму в местах максимальной концентрации упругих напряжений, в частности вблизи дефекта дисклинационного типа (оси симметрии пятого порядка) (рис. 1 в) Стоит также отметить, что в проведённых нами ранее экспериментах по электроосаждению меди указанная морфология не была выявлена и наблюдается впервые.

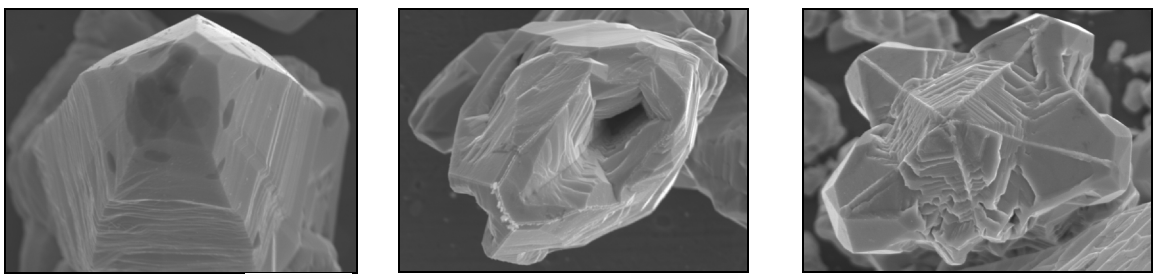


Рис. 1 Пентагональные микрокристаллы, сформировавшиеся при электро-кристаллизации серебра в потенциостатическом режиме на индифферентной подложке

Работа выполнена при поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (регистрационный номер 2.1.1/1271).

1. А. Л. Колесникова, А. Е. Романов. О релаксации напряжений в пентагональных нитевидных кристаллах // Письма в ЖТФ – 2007. – Т. 33, вып. 20. – С. 73 – 79.

ОБ ОДНОМ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ДОКАЗАТЕЛЬСТВЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ОСТРОВКА РОСТА В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧЕРЕЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ

Ясников И. С., Прохоров П. Э., Талалова Е. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
kart2001@rambler.ru

Ранее в работе [1] нами была представлена модель, согласно которой образование кристаллов правильной формы и пентагональных кристаллов при электрокристаллизации возможно только при прохождении островка роста в процессе его эволюции через высокотемпературное состояние. Данная модель была экспериментально подтверждена в работе [2], где конечный габитус малой частицы с пентагональной симметрией определялся условиями теплообмена с подложкой.

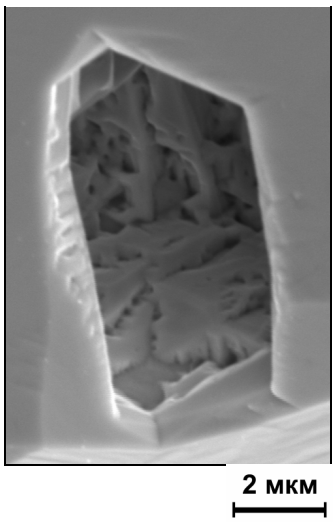


Рис. 1

В ходе последних экспериментов нами были получены микрокристаллы серебра с полостью внутри. При исследовании внутренней полости с помощью сканирующего электронного микроскопа было выявлено, что её поверхность имеет явно выраженную дендритную морфологию (рис. 1). Поскольку рост кристалла это всегда некий компромисс между минимизацией свободной энергии системы и минимизацией продолжительности процесса, то образование дендритов в процессе электрокристал-лизации возможно в двух случаях: а) дендриты образуются при избытке «строительного материала», т.е. ад-атомов встраивающихся в кристаллическую решётку; б) дендриты образуются при нагреве микрокристалла вплоть до температуры плавления и его последующем быстром охлаждении.

Оба случая отвечают условиям ускоренной кристаллизации в сильно неравновесных условиях. Однако, стоит отметить, что кристалл с полостью внутри представляет собой аналог «клетки Фарадея» или электростатической защиты. Внутри полого металлического объекта электрическое поле отсутствует (теорема Фарадея), поэтому доставка ад-атомов внутрь полости невозможна, а тем более реализация их избыточного количества. Поэтому при электрокристал-лизации реализуется второй случай и электронно-микроскопическое изображение (рис. 1) является ещё одним подтверждением модели, представленной ранее в работе [1], согласно которой образование кристаллов правильной формы и пентагональных кристаллов возможно только при прохождении островка роста в процессе его эволюции через высокотемпературное состояние.

Работа выполнена при поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (регистрационный номер 2.1.1/1271).

1. А. А. Викарчук, И. С. Ясников Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела. – 2006. – т. 48, вып. 3. – С. 536 – 539.
2. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Влияние процессов теплообмена на габитус пентагональных микрокристаллов электролитического происхождения // Письма в ЖТФ. – 2006. – т. 32, вып. 19. – С. 1 – 4.

НОВАЯ МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА ОСНОВЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА. ЭВОЛЮЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕХОДА К МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Криштал М. М.[a], Дёмин И. С.[a], Хрусталев А. К.[a], Волков А. В.[b], Бородин С. А.[b]

[a)] *Тольяттинский государственный университет, Россия,*
Krishtal@tltsu.ru
[b)] *Институт систем обработки изображений РАН, г. Самара, Россия*

Разработаны оригинальный алгоритм и программное обеспечение для определения фрактальной размерности поверхности по результатам ее сканирования, позволяющие определять фрактальные характеристики самой поверхности, а не ее косвенных параметров, с получением фрактальной размерности D выше топологической $Dt = 2$.

Методика обеспечивает устранение ошибок, связанных с наклоном анализируемой поверхности к плоскости сканирования, а также возможность восстановления потерянных при сканировании данных путем проведения циклической операции интерполяции по данным в соседних точках (операция проводится до полного заполнения матрицы значений). Применение современного высокоточного сканирующего интерферометра (NewView5000), оригинального алгоритма и программного обеспечения позволяют вычислять D с точностью до 5 знака после запятой для площадей сканирования до десятков квадратных миллиметров с получением общего количества точек более 10^6, что делает полученные результаты достаточно представительными и точными.

Введены новые интегральные параметры шероховатости: ΔS – разность между площадью поверхности, определенной при заданном размере ячейки, и площадью ее проекции S_0' на базовую плоскость; $\Delta S'$ – отношение ΔS к S_0'.

С использованием разработанной методики исследованы образцы АМг6 и АМг10, продеформированные с разными степенями деформации в переходной области до и после возникновения макролокализации деформации в виде полос деформации. Пластическая деформация выявляет на продеформированной поверхности внутреннюю структуру материала и приводит к значительному нарастанию искажений поверхности, фиксируемому по росту высоты рельефа, а также величины и диапазона проявления фрактальной размерности. При высоких степенях деформации перед разрушением фрактальность поверхности проявляется при размере ячейки более 1 мм, что соответствует ширине полосы деформации и свидетельствует о возрастании области корреляции деформационных процессов до макроуровня. При этом наблюдается общая тенденция увеличения фрактальной размерности в заданном диапазоне масштабов с ростом степени остаточной деформации.

Обнаружена немонотонность изменения механических свойств сплава АМг6 с увеличением размера зерна и коррелирующие с этим изменения фрактальной размерности, что объясняется конкуренцией нескольких механизмов: с одной стороны, с ростом размера зерна снижается интенсивность упрочнения отдельных зерен по мере деформации и повышается радиус корреляции деформационных процессов при согласованных поворотах зерен, а, с другой стороны, появление огранки зерен препятствует распространению деформации через их границы.

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента РФ МД-2911.2005.2, гранта РФФИ 06-02-17225-а. и Губернского гранта в области науки и техники (г. Самара, 2007 г.).

ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ВИДЕОСЪЕМКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ВИДЕОРЯДА

Криштал М. М., Дёмин И. С., Хрусталев А. К., Бородин С. А.*

Тольяттинский государственный университет, Россия,
Krishtal@tltsu.ru
**Институт систем обработки изображений РАН, г. Самара, Россия*

При различных скоростях деформирования испытывали на растяжение образцы АМг6 и АМг10, а также Ст3. Одновременно с записью диаграмм растяжения проводили высокоскоростную видеосъемку поверхности образцов в процессе деформации с использованием Системы Скоростной Цифровой Видеосъемки на базе камеры VS-FAST. Для образцов АМг6 и АМг10 применяли съемку с частотой кадров 5000 Гц; для Ст3 – с частотой кадров 500 Гц. Съемка с частотой кадров 5000 Гц с сохранением в буфер памяти до 10 секунд фильма позволяет исследовать стохастические быстропротекающие процессы в отсутствие возможности синхронизации начала съемки с началом процесса. Именно таким процессом является образование полос деформации при прерывистой текучести, возникающей при деформации алюминиево-магниевых сплавов.

Для выявления малозаметных изменений в процессе перехода от одного кадра к другому проводили последовательную обработку в плавающем окне отдельных пар кадров, записанных в градациях серого цвета, путем вычитания их друг из друга. Использовали вычитания кадров, отстоящих друг от друга на различное число кадров. Для полученных в результате вычитания новых кадров проводили нормирование градаций цвета с целью устранения ошибок, связанных с вычитанием, при котором могло произойти превышение максимального численного значения и появление отрицательных значений цвета.

Для полос деформации (на АМг6 и АМг10) и полос Людерса (на Ст3) выявлено 2 этапа их образования: рост полосы от ребра плоского образца через его широкую грань под углом ~55 ° к оси растяжения и ее расширение вдоль направления растяжения. На заключительной стадии образования полосы деформации наблюдали различный характер локализации деформации вдоль линии ее роста: в участке, располагающемся по отношению к области зарождения полосы с противоположной стороны образца; в узких зонах, располагающихся параллельно друг другу и, либо, симметрично относительно линии роста полосы, либо, симметрично относительно точки пересечения линии роста полосы и центральной оси образца (в виде диполя).

Время прорастания полос деформации через широкую грань образца составляет от 1 до 30 мс, а время их расширения – от 10 до 200 мс, причем оба процесса не зависят от скорости растяжения. Время прорастания полосы Людерса через широкую грань образца достигает 10 с, а время расширения – 100 с, то есть по длительности эти процессы на 4 порядка превышают соответствующие процессы при образовании полос деформации. Из полученных данных следует, что скорость роста полосы деформации напрямую не связана с заданной скоростью растяжения. По-видимому, она обусловлена текущим состоянием материала и приложенным напряжением, задающими условия самопроизвольного роста полосы из некоторой зародышевой области. Скорость роста полосы Людерса дополнительно определяется заданной скоростью растяжения образца.

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента РФ МД-2911.2005.2, гранта РФФИ 06-02-17225-а. и Губернского гранта в области науки и техники (г. Самара, 2007 г.).

ОСОБЕННОСТИ ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ПРИ НАГРЕВЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИ ОЦИНКОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 70, НАХОДЯЩИХСЯ В РАЗЛИЧНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Криштал М. М., Караванова А. А., Еремичев А. А.

Тольяттинский государственный университет, Россия,
Krishtal@tltsu.ru

Исследовали образцы стали 70 разных толщин после гальванического цинкования до и после обезводороживания в течение 3 часов при температурах 190 и 250 ºС. Проводили испытания на трехточечный изгиб. Гальваническое цинкование вызывает наводороживание, что приводит к снижению пластичности с уменьшением скорости деформирования в диапазоне $3\times10^{-6} - 3\times10^{-3}$ $с^{-1}$. После обезводороживания содержание водорода частично снижается, а пластичность частично восстанавливается. Увеличение температуры обезводороживания приводит к более существенному восстановлению свойств. С уменьшением толщины образцов наблюдается значительное повышение удельного содержания водорода. При этом уменьшение толщины металла основы приводит к повышению степени влияния водорода на пластичность при трехточечном изгибе.

Определяли содержание водорода по методу вакуум-нагрева при ступенчатом нагреве на анализаторе водорода АВ-1 (ООО НПК "Электронные пучковые технологии", г. С.-Петербург). При температурах экстракции 200 и 300 ºС поток водорода сильно пульсирует в процессе анализа, что, по-видимому, соответствует выходу водорода из поверхностных и приповерхностных дефектов, то есть из металла покрытия и интерфейсного слоя. При 400 ºС пульсация незначительна, что может свидетельствовать о превалировании выхода водорода из металла основы. Для образцов с покрытием доля водорода, выходящего на первом пике первой ступени нагрева при 300 ºС, после термообработки снижается в 5–10 раз (с 13–18 % до 2 %). Наибольшая доля водорода, выходящего на первом пике первой ступени нагрева при 300 ºС, (35 %) наблюдается для непокрытых образцов в исходном состоянии. Для образцов после цинкования с механическим удалением покрытия доля водорода, выходящего на первом пике первой ступени нагрева при 300 ºС, составляет 10–20 %, что на основании сравнения с образцами в исходном состоянии свидетельствует о блокировании выхода водорода интерфейсным слоем. Для покрытых образцов до и после термообработки до 50 % водорода экстрагируется при температурах до 300 ºС, остальной водород экстрагируется при более высоких температурах с наибольшим выходом на ступени нагрева при 400 ºС. Для образцов с механически удаленным покрытием после цинкования при температурах до 300 ºС экстрагируется до 80 % водорода. Это указывает на блокирующую роль цинкового покрытия. При определении содержания водорода по методу вакуум-нагрева при температуре 900°С для всех исследованных образцов общий выход практически прекращается.

Также проводили измерение содержания водорода по методу восстановительного плавления в потоке инертного газа (азот). Зависимости содержания водорода от состояния образцов, определенные по двум методам, в целом совпадают. Однако выход водорода, определяемый при расплавлении образцов, на 70–90% оказывается выше, чем определяемый по методу вакуум-нагрева. Это свидетельствует о том, что существенная часть водорода после цинкования находится в стали 70 в сильно связанном состоянии (например, углеводороды) и не может быть удалена простой операцией обезводороживания.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 07-02-96613-р_поволжье_а (Региональный конкурс ПОВОЛЖЬЕ).

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ И ДИАГНОСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

Пластические зоны, образующиеся у вершины распространяющейся трещины, являются своего рода связующим звеном между структурой и механическими свойствами материала и отражают особенности его поведения в конкретных условиях нагружения. Они могут быть использованы для понимания природы и механизма разрушения металлических материалов, а в практике диагностики разрушения – для определения причин и параметров аварийного разрушения промышленных конструкций и деталей машин. Наиболее перспективным методом исследования пластических зон под поверхностью изломов является рентгеноструктурный анализ, который позволяет не только определить количество и размеры пластических зон, но и оценить структурные изменения материала в данных зонах.

В представленном докладе сделана попытка обобщить основные результаты, полученные авторами в данной области за последние 25 лет.

Излом является необычным объектом для рентгеноструктурного анализа. Поэтому был проведен большой комплекс исследований по обоснованию применения рентгеноструктурного анализа для исследования изломов. Результаты этой работы вошли в рекомендации, изданные ВНИИНМАШ Госстандарта СССР.

Известно, что наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент его разрушения может дать анализ размеров, формы и количества пластических зон у вершины трещины. Был предложен единый критерий для оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при однократных и циклических видах нагружения - отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью излома к толщине образца или детали h_{max}/t. Для однократных видов нагружения в качестве критерия может быть использовано также отношение ширины дифракционной линии β, полученной при съемке поверхности излома, к ширине линии эталона β_0.

Использование рентгеноструктурного анализа для исследования изломов позволило впервые показать: 1.Вязкое разрушение материалов в условиях плоского напряженного состояния сопровождается образованием у вершины трещины двух пластических зон. 2. При разрушении метастабильных аустенитных сталей в условиях плоской деформации на поверхности изломов образуются два вида мартенсита, отличающиеся периодом кристаллической решетки.

Использование рентгеноструктурного анализа изломов в практике диагностики разрушения конструкций и деталей машин позволило разработать целый ряд методик для определения параметров нагружения, вызвавших разрушение инспектируемого объекта, которые нашли отражение в рекомендациях, изданных ВНИИНМАШ Госстандарта России. В частности, были разработаны методики определения:

- статической трещиностойкости материала разрушившегося объекта по глубине пластической зоны под поверхностью излома;
- критических длин трещин на поверхности усталостных изломов, напряжения цикла, коэффициента асимметрии цикла нагружения R и скорости распространения трещины при усталостном разрушении объектов;
- локальной температуры разогрева материала в устье трещины при разрушении метастабильных аустенитных сталей.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ С ПОКРЫТИЕМ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Клевцова Н. А., Фесенюк М. В., Клевцов Г. В., Кашапов М. Р.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

В настоящее время ионно-плазменные покрытия широко используются не только для повышения износостойкости и коррозионной стойкости металлорежущего и деформирующего инструмента, но и для повышения усталостной прочности деталей в машиностроении и других областях техники. Эффект от нанесения покрытия зависит не только от свойств самого покрытия, но и от прочности связи покрытия с поверхностью образца, т.е. адгезионной прочности покрытия.

В настоящей работе изучали влияние ионно-плазменного покрытия TiN на усталостную прочность образцов из стали 20 и У8. Ионно-плазменное покрытие наносили как при температуре фазовых превращений (727 ^{0}C), так и при температурах, отличных от температуры фазовых превращений.

Усталостные испытания образцов из стали 20 проводили на специально разработанной установке при комнатной температуре с частотой нагружения 23 Гц при симметричном цикле нагружения. Образцы из стали У8 подвергались циклическому нагружению изгибом (отнулевой цикл) с частотой нагружения 3,8 Гц на копре ДСВО для длительных испытаний металлов на ударный изгиб. Все испытания были проведены при жесткой схеме нагружения.

В процессе испытания определяли общее количество циклов нагружения до разрушения образцов. Для определения момента зарождения трещины в образцах, испытываемых на усталость, использовался метод акустической эмиссии (АЭ). В работе использовался измеритель акустических сигналов ИАС-3. Диапазон частот был выбран в пределах 100–300 кГц, ослабление входного сигнала – 12 дб. Сигналы АЭ регистрировали и обрабатывали на компьютере с помощью программы для звукозаписи. Для подавления шумов от нагружающего устройства между толкателем и образцом устанавливалась фторопластовая прокладка.

Микрофрактографические исследования усталостных изломов проводили в растровом электронном микроскопе JSM-T20.

Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы**.**

1. Максимальная усталостная прочность стальных образцов имеет место в случае нанесения ионно-плазменного покрытия из TiN при температуре фазовых превращений (727 ^{0}C).

2. Результаты оценки времени зарождения усталостной трещины с помощью акустической эмиссии, а также данные макрофрактографического анализа свидетельствуют о том, что увеличение общей долговечности образцов с ионно-плазменным покрытием, нанесенным при температуре фазовых превращений, обусловлено увеличением времени до зарождения усталостной трещины.

3. Микрофрактографический анализ показал, что разрушение образцов с покрытиями не сопровождается образованием в очаге зарождения трещины зоны сдвига θ. Адгезионная прочность покрытия, нанесенного при температуре фазовых превращений, выше по сравнению с адгезионной прочностью покрытий, нанесенных при температурах, отличных от температуры фазовых превращений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-08-99122р_офи).

ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В.

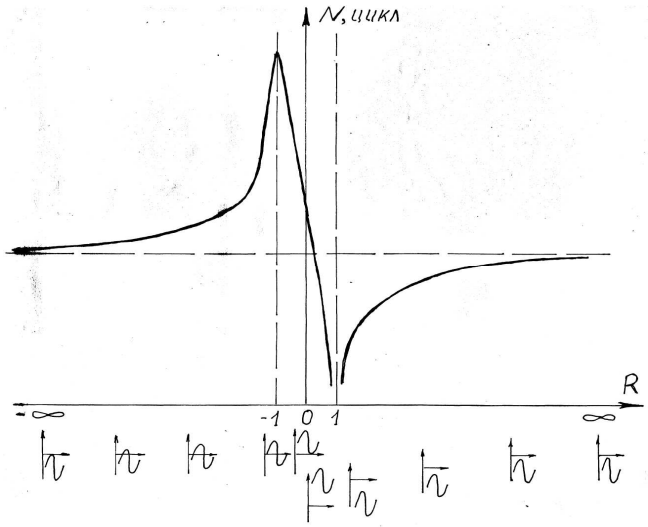
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
klevtsov11948@mail.ru

Известно, что коэффициент асимметрии цикла нагружения R ($R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$) оказывает существенное влияние на распространение усталостной трещины в образцах и деталях, работающих в условиях циклического нагружения.

Цель работы – исследование влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения R в широком диапазоне значений на усталостную прочность и фрактографические особенности строение изломов металлических материалов.

В качестве исследуемого материала использовали алюминиевый сплав АК6 и аустенитную сталь 110Г13Л. Усталостные испытания призматических образцов проводили по жесткой схеме нагружения при постоянном значения напряжений цикла ($\Delta\sigma$ = *const*) в широком диапазоне значений коэффициента R. Полученные изломы исследовали методом макро- и микрофрактографии.

Результаты испытания показали, что максимальная долговечность образцов имеет место при симметричном цикле нагружения (R= –1), когда напряжение цикла в образцах имеют минимальные отклонения от нулевого значения. Минимальная долговечность образцов имеет место при $R\rightarrow1$. Влияние коэффициента R на общую долговечность образцов иллюстрирует обобщенная схема, представленная на рисунке.



Обобщенная схема влияния на долговечность образцов N коэффициента асимметрии цикла нагружения R для случая постоянного значения напряжений цикла ($\Delta\sigma$ = *const*)

Длина зон стабильного l_s и усталостного l_f развития трещины на поверхности изломов в зависимости от коэффициента R изменяется аналогичным образом. Следовательно, можно предположить, что коэффициент асимметрии цикла нагружения R оказывает влияние на стадию распространения усталостной трещины.

Выводы:

1. Коэффициент асимметрии цикла нагружения R оказывает влияние на стадию распространения усталостной трещины.
2. Увеличение сжимающих напряжений оказывает на долговечность образцов такое же влияние, как и увеличение растягивающих напряжений, т.е. снижает общую долговечность образцов.
3. Предложена обобщенная схема влияния коэффициента R на долговечность образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-08-99122р_офи).

КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТРАНСФОРМАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ЛЕСА ИЗ МАТЕРИНСКОГО КРИСТАЛЛА В ДВОЙНИК

Босин М. Е., Лаврентьев Ф. Ф.

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

Дислокациями леса принято называть дислокации, расположенные в системах скольжения, пересекающих действующие системы скольжения или двойникования. При двойниковании ГПУ кристаллов дислокациями леса являются базисные дислокации (система $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$), пирамидальные дислокации (система $\{11\bar{2}2\}\langle\bar{1}\,\bar{1}\,23\rangle$) и призматические дислокации (система $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$). В данной работе рассмотрены реакции взаимодействия двойникующих дислокаций с базисными и пирамидальными дислокациями леса при переходе последних из материнского кристалла в двойник. Аналитически соответствующие реакции можно записать в виде:

$$\frac{2}{3}\left[1\bar{2}10\right]^{(0001)}_{4,0}\rightarrow\frac{1}{3}\left[2\,\bar{1}\,\bar{1}\,3\right]^{*}\,{}^{(\bar{2}112)^{*}}_{4,46}+\frac{(c/a)^2-3}{(c/a)^2+3}\left[01\,\bar{1}\,1\right]^{(0\bar{1}12)}_{0,03} \qquad (1)$$

$$\frac{1}{3}\left[\bar{2}113\right]^{(2\,\bar{1}\,\bar{1}\,2)}_{4,46}+\frac{(c/a)^2-3}{(c/a)^2+3}\left[01\,\bar{1}\,1\right]^{(0\,\bar{1}\,11)}_{0,03}\rightarrow\frac{2}{3}\left[\bar{1}\,\bar{1}\,20\right]^{*}\,{}^{(0001)^{*}}_{4,0} \qquad (2)$$

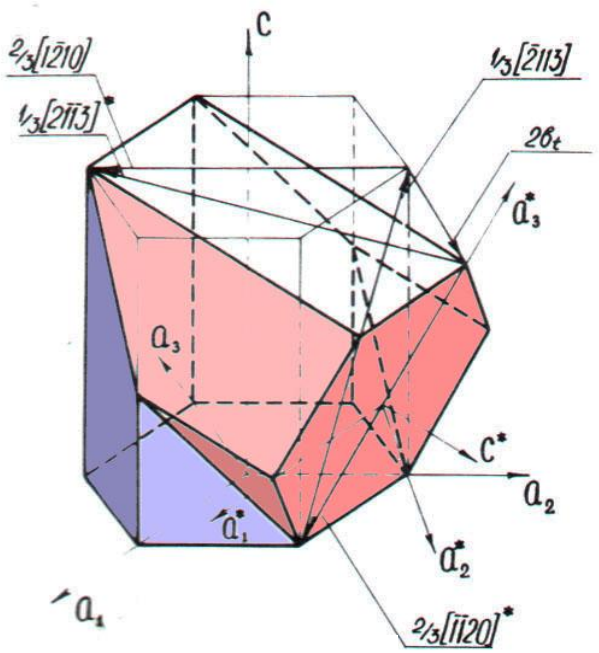


Рис.1.

Верхние индексы около векторов Бюргерса показывают плоскости залегания дислокаций; числа, расположенные справа внизу около векторов Бюргерса, показывают величины энергий дислокаций в относительных единицах (отношение квадрата вектора Бюргерса дислокации к квадрату параметра решётки). Звёздочками отмечены индексы плоскостей и направлений в системе координат двойниковой прослойки. Обе реакции предсказывают своеобразные эффекты дуализма при переползании дислокаций леса из материнского кристалла в двойник. Реакция (1) энергетически не выгодна и поэтому она может пробегать только под действием внешних напряжений, т.е. базисная дислокация есть препятствие (“тормоз”) при движении двойникующих дислокаций. С другой стороны при переходе двух базисных дислокаций в двойник на границе последнего возникают две новые двойникующие дислокации, что инициируют двойникование. Реакция (2) энергетически выгодна, однако пирамидальная дислокация, переходя в двойник, забирает с границы две двойникующие дислокации, что тормозит процесс двойникования. Обе эти реакции графически (наглядно!) представлены на рис.1 с помощью тетраэдра Томпсона и могут быть полезны при объяснении многочисленных экспериментальных результатов.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Кочергина Ю. А., Федоров В. А., Карыев Л. Г., Зайцев С. А.

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

Экспериментально установлено, что под действием электрического поля и нагрева происходит изменение поверхностей ионных кристаллов [1].

Цель работы – исследование морфологии поверхностей ионных кристаллов легированных металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева.

Исследовали образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2–3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. В образцах искусственно зарождали трещину по плоскости (100) длиной ≈ 15 мм , в которую вводили металлическую фольгу из алюминия или сплава на основе Fe (73,5%) толщиной ≈ 20 мкм, перекрывающую ≈ 20 % поверхности трещины от вершины проволоку из золота диаметром ≈ 30 мкм. Затем образец помещался между электродами с напряжением 400 В, электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (100). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10-20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. Напряжение на образце и температуру контролировали прибором «Н 307/2».

После охлаждения в образцах NaCl наблюдали трещины по плоскости (010). Растрескивание кристалла происходило по все длине независимо от расположения металлического фольги. На поверхностях, образующихся при растрескивании обнаружены множественные ступени скола. Кроме того наблюдается диффузия металла в кристалле преимущественно в направлении (110) и сопровождается образованием сильно деструктурированных областей.

Появление трещин связано с тем, что Fe и Al имеют размеры радиусов ионов меньше чем Na. В результате диффузии под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит замещение ионов Na, что приводит к смещению ионов Cl и как следствие возникновению растягивающих напряжений.

При исследовании поверхности трещины (100) в NaCl наблюдали внутрикристаллические поры, расположенные симметрично на противоположных поверхностях трещины. Наблюдается преимущественное расположение пор в направлении 45^{o} к ориентации силовых линий прикладываемого электрического поля. Кроме того, обнаружена некоторая самоорганизация в расположении пор, образующих сотовую структуру.

Образование внутрикристаллических пор связано с увеличением плотности дислокаций на поверхности трещины, а также с увеличением напряжённости электрического поля вблизи её вершины.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

1. Карыев Л.Г., Федоров В.А., Мексичев О.А. Аккумуляция электрического заряда у поверхности ионных кристаллов при нагреве в электрическом поле. Физика и химия обработки материалов, 2002, №5, с. 87-89.

О ЗАРОЖДЕНИИ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ

Федоров В. А.

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

Современные представления об ответственности деформационных процессов за образование микротрещин, сформулированные А.В. Степановым [1], в принципиальном отношении не претерпели изменений.

Механизмы образования разрушающих микротрещин систематизированы В.М. Финкелем [2]. Среди рассмотренных механизмов в отдельную группу выделяются механизмы, связанные с механическим двойникованием.

Влияние двойникования на механические свойства материалов носит двойственный характер, зависящий, в существенной мере, от условий эксплуатации: температуры, динамического или статического нагружения. Двойникование может как пластифицировать материал, так и вызывать его разрушение. В последнем случае основной причиной разрушения является граница двойника, выступающая в роли барьера для развивающихся полос скольжения и двойников, и как область образования, непосредственно в границе двойника, дислокационных скоплений.

Зарождение трещин при пересечении двойников в ОЦК металлах неоднократно рассматривалось чисто феноменологически. Автором с сотрудниками [3] с кристаллографических позиций, подробно проанализированы процессы микропластичности в зоне пересечения двойников различных систем для ряда ОЦК и ГПУ металлов. Описаны возможные дислокационные реакции, энергетическая выгодность которых оценивалась критерием Франка и возможностью образования зон рекомбинации, а активность систем скольжения или вторичного двойникования фактором Шмида. Показано, что дислокационные взаимодействия приводят к зарождению дислокаций типа a[001] и a[0001] в ОЦК и ГПУ металлах соответственно, отвечающих за образование микротрещин. Появление дополнительных систем скольжения способно вызвать диссоциацию раскалывающих дислокаций и блокировать зарождение трещин.

В материалах с явно выраженной анизотропией свойств на границе двойника имеет место скачок значений коэффициента термического расширения, что приводит к появлению на границе двойника, например при охлаждении, термических напряжений. Величина этих напряжений зависит от степени некогерентности границ и в ряде случаев релаксирует скольжением, зарождением трещин и двойников на границе двойника. Подобное явление наблюдали и на границах бикристаллов в Zn.

В рамках силового и термоактивированного [4] подходов проанализированы условия зарождения трещин в скоплениях двойникующих дислокаций. Учет геометрического фактора (ступенчатое расположение дислокаций в скоплении) дает заметный вклад в снижение значений $n\tau$, определяющих зарождение трещин в дислокационных скоплениях (n – число дислокаций в скоплении, τ -касательные напряжения). Рассмотрены различные модели вершин двойника и оценены условия зарождения трещин в них для ряда ОЦК и ГЦК металлов при силовом и термоактивированном слиянии головных дислокаций. Показано, что на границе статического упругого двойника происходит регламентированное зарождение трещины, зависящее от времени выдержки и температуры.

Найдены распределения дислокаций в силовом поле нагрузки и растягивающих напряжений вдоль границы упругого двойника, позволившие определить участок границы упругого двойника в кристаллах исландского шпата наиболее вероятного зарождения трещины. Оценена аналитически и экспериментально энергия активации процес-

са. Экспериментально установлено, что граница упругого двойника содержит скопления трещин микро- и нанометрового размеров. Последние способны залечиваться при выходе упругого двойника из кристалла.

Особый интерес представляет зарождение трещин при бесконтактном взаимодействии упругих двойников, наблюдаемое в кристаллах исландского шпата. Трещина зарождается в области перекрытия полей растягивающих напряжений границ двойников. Образующаяся трещина представляет собой вакуумированный «упругий» канал Розе. Предложен механизм его образования и залечивания. Показано, что в процессе деформации двойникованием между границами полисинтетического двойника каналы Розе постоянно зарождаются и залечиваются, являясь, по существу, органическим элементом формоизменения кристалла при двойниковании.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

1. А.В. Степанов О причинах преждевременного разрыва// Известия АН СССР, отделения математики и естественных наук. 1937, №6, с.797-813.
2. В.М. Финкель. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
3. В.А. Федоров, Ю.И. Тялин, В.А. Тялина. Дислокационные механизмы разрушения двойникующихся материалов. М.: Машиностроение-1, 2004. 336 с.
4. В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984, 280 с.

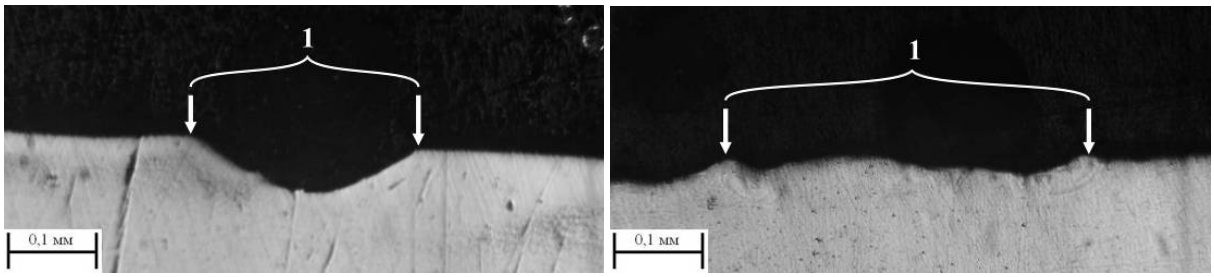
МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЗОН ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Федоров В. А., Яковлев А. В., Чернова И. В.

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

Исследование действия различных внешних факторов на свойства объемных аморфных металлических сплавов является одной из актуальных задач физики неупорядоченных сред и материаловедения. В работе исследованы механические характеристики объемных аморфных металлических сплавов, формируемые при воздействии импульсного лазерного излучения. Исследования проводили на металлических стеклах (МС) на основе циркония и палладия. Объектами исследования служили образцы размером 2×5×4 мм на основе циркония системы Zr – Ti – Cu – Ni – Al (52,5% Zr) и палладия системы Pd – Cu – Ni – P (40% Pd) соответственно. Воздействие лазерного облучения на поверхность МС осуществляли с помощью лазерной установки «ЛТА-4-1». Средняя энергия импульса излучения составляла E = 1,6 Дж/мм^2. Длительность импульса ~ 2 мс. Индентирование облученных МС проводили на микротвердомере ПМТ – 3, исследование характера воздействия осуществляли на металлографическом микроскопе. Перед началом исследований одна сторона образцов была приготовлена как металлографический шлиф. Индентирование осуществлялось в зоне термического влияния и около нее. Микротвердость максимальна у границы зоны воздействия лазера и постепенно уменьшается по мере удаления от нее и на некотором расстоянии приблизительно равном 100 мкм, принимает значения, характерные для необлученного сплава, для образцов на основе Zr. Для образцов на основе Pd наблюдается обратная картина, микротвердость минимальна у границы зоны воздействия лазера, постепенно увеличивается по мере удаления от нее и на некотором расстоянии приблизительно равном 100 мкм, принимает значения, характерные для необлученного сплава, для образцов на основе

Pd. Для исследования изменения свойств в объеме материала после воздействия лазерного излучения, был выполнен разрез образца по центру зоны лазерного воздействия перпендикулярно поверхности воздействия. На рис. 1 представлены зоны воздействия лазерного излучения на вертикальном разрезе. На циркониевом образце зона лазерного воздействия имеет вид воронки, глубиной до ~ 70 мкм, на палладиевом образце вид более сложный, зона воздействия представляет собой вид «лунного кратера».



а) *б*)

Рис. 1. Сечения зон воздействия лазера: а) сплав на основе Zr; б) сплав на основе Pd. 1 – зона воздействия лазера.

Таким образом, видно, что вид кратеров, образуемых при лазерном воздействии, зависит от состава, что обусловлено различием свойств этих материалов, в частности механических.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р_центр_а)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛОТНОСТЬ ДВОЙНИКОВ В ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe+3,25%Si

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Кириллов А. М., Долгих Д. Е.

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

При деформировании в условиях пониженных температур и высоких скоростей относительной деформации механическое двойникование является одним из ведущих механизмов деформации кристаллов с различными типами решеток. В металлах наряду с двойникованием имеет место скольжение. Эти процессы, как правило, протекают одновременно, а в поликристаллических сплавах связаны с ориентацией отдельных зерен в деформируемой области, и с размерами самих зерен.

Поликристаллический ОЦК сплав Fe+3,25%Si подвержен деформацией двойникованием в исследуемом интервале скоростей деформирования $\dot{\varepsilon} \approx 0{,}002 \div 0{,}66$ с$^{-1}$ и температур T=183÷373 К. Образцы ОЦК сплава, вырезанные в форме двойной лопатки с размером рабочей зоны 40×9,5×0,35 мм и приготовленные как металлографический шлиф, предварительно травили для выявления зёренной структуры. Порядка 80 % всех зерен имели размеры в пределе 0,025÷0,175 мм и среднестатистический размер зерна $d_{ср}$=0,12 мм. После испытаний на разрыв определялись размеры и число сдвойникованных зерен, а также число двойников в них.

Исследования показали, что при постоянной скорости относительной деформации снижение среднего числа двойников происходит с повышением температуры и умень-

шением размера зерна. Среднее число двойников в зерне при повышенных температурах с ростом скорости деформирования возрастает, а при низких температурах снижается. Данное изменение можно объяснить сменами механизмов деформации, в определенном смысле конкурирующих между собой: при повышении температуры переход от двойникования к скольжению, а при снижении – наоборот.

С увеличением размера зерна плотность двойников в зерне уменьшается, так как напряжения зарождения двойников в крупном зерне в отличие от мелкого зерна заметно ниже. Повышение скорости нагружения и температуры снижает величину плотности двойников. По виду зависимостей плотностей двойников от размеров зерен в исследуемом температурно-скоростном интервале деформирования установлено, что бóльшую роль в процессе развития механических двойников играет температура испытаний, чем скорость деформирования.

Вклад деформации двойникованием в общую относительную деформацию отдельных зерен также как и плотность двойников уменьшается с увеличением размеров зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

ПОВЕДЕНИЕ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ β-ОБЛУЧЕНИИ

Федоров В. А., Чиванов А. В., Плужникова Т. Н., Новиков Г. В., Мясоедов Д. С.

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

В процессе эксплуатации открытые части устройств и приборов попадают под естественное фоновое и электромагнитное излучение, проникающее в приповерхностные слои материала. Под действием излучений в этих слоях накапливаются дефекты, происходят микроскопические изменения, связанные с разрывом отдельных валентных связей, способствующие появлению центров свечения, а также фазовые превращения и химические реакции, приводящие к изменению атомной структуры кристаллической решетки и её свойств. Это выражается в старении или деградации конкретных материалов и покрытий.

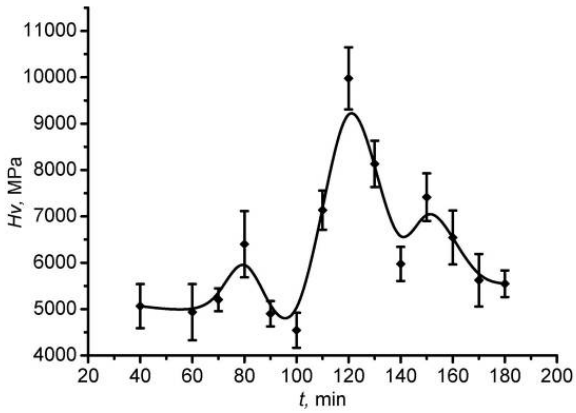


Рис. 1. Зависимость изменения микротвердости монокристаллов LiF от времени β-облучения, при нагрузке P = 0,1 Н, $E_{эл}$ = 50 кэВ.

Цель работы: исследовать зависимость изменения микротвердости LiF от дозы β-облучения.

Исследования проводили на монокристаллах: LiF. Содержание примесей в кристаллах не превышало 10^{-3}% вес. Облучение образцов проводилось в вакууме. Энергия β- частиц составляла 50 кэВ. После облучения кристалл подвергался локальной деформации на приборе ПМТ-3 с использованием пирамидки Виккерса.

При облучении ЩГК электронным пучком на его поверхности наблюдали

дендритную кристаллизацию, а также неоднородности структуры в виде пор. Интегральное облучение кристалла дает менее выраженные дефекты поверхности, чем локальное облучение. Образующиеся дефекты влияют на состояние и свойства поверхности. При воздействии β - облучения на монокристаллы LiF происходит немонотонное изменение микротвердости Hv в зависимости от времени облучения (рис. 1), а также наблюдается продолжительная импульсная люминесценция.

В первые 3-4 мин. в монокристаллах происходит излучение с длиной волны λ ~ 480 нм. С течением времени, в спектре излучения преобладающими становятся волны с длиной ~ 575 нм. Люминесцентный выход не постоянен, а происходит циклически с определенной частотой.

Такие циклические вспышки становятся заметными через 3-4 мин. от начала облучения и с течением времени частота вспышек увеличивается, а люминесцентный выход становится более интенсивным. Наблюдаемая импульсная люминесценция связана с метастабильным состоянием электронов в ловушках.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРОВОДНИКОВ С ДЕФЕКТАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Лановая А. В.[1], Иванов В. М.[1], Плужникова Т. Н.[2], Лозенков А. А.[1]

[1] Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия
[2]Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
plushnik@mail.ru

Электрические и магнитные поля, концентрируясь на дефектах, создают в зависимости от их направления благоприятные условия как для активизации роста трещин при зарождении процесса разрушения, так и для их торможения, схлопывания и залечивания.

Исследовалось разрушение проводников с дефектами электрическим током.

В качестве объекта исследования использовали медные пластины шириной b = 10 см и толщиной h = 1 мм ($\sigma_т = 2{,}5 \cdot 10^8$ Па).

Рассмотрены пондеромоторный и термомеханический механизмы разрушения проводников с током, ослабленных отверстием с радиусом R. В качестве критерия перехода от одного механизма к другому взята температура рекристаллизации. Найденные критические значения плотности тока для медной пластины составили по пондеромоторному механизму ($j_{кр} = 1{,}4 \cdot 10^6$ А/м^2); а по тепловому механизму ($j_{кр} = 1{,}0 \cdot 10^7$ А/м^2).

Предложены механизмы разрушения и залечивания трещин в проводниках и найдены критические значения тока, при которых происходит расклинивание или схлопывание трещины.

Экспериментально установлено, что импульс тока длительностью 100 мкс и плотностью 10^8 А/м^2 является наименьшим, приводящим к зарождению трещины в устье надреза. При этом геометрия надреза не нарушается. При бóльших длительностях ток успевал нагревать локальную область до температур плавления, что приводило к изменению геометрии вершины и выплавлению металла из этой зоны с образованием отверстия. При токе с меньшей плотностью тепловая волна опережает фронт разрушения и для аккумулирования энергии, необходимой на плавление, потребуется определенное время.

Экспериментально установлено, что при плотности тока до $3 \cdot 10^7$ А/м^2 видимого разрушения вершины трещины нет. Однако на дне дефекта при бóльшем увеличении наблюдается сетка микротрещин по всей поверхности, причем их количество возрастает по мере приближения к вершине. Выплавленный металл осаждается на поверхности веерообразно, что обусловлено распределением электродинамических усилий в активной зоне. Киносъемка процесса разрушения показала, что скорость разрушения постоянна.

Таким образом, разрушение вершины трещины под действием тока проходит две стадии: механическую и термомеханическую, которые определяются длительностью токового воздействия и контролируются распределением тока в пластине с дефектом. Поэтому, если локальный нагрев в дефектной зоне не дает видимых изменений в ее геометрии, это еще не означает сохранение работоспособности проводника с током.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-00454-а)

ON NANO-SCALE MECHANISMS OF COMPATIBILITY OF STEELS WITH HYDROGEN AND NATURAL GAS

Nechaev Yu. S.

Kurdjumov Institute of Metals Science and Physics, Bardin Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow 105005, RUSSIA,
yuri1939@inbox.ru

It has been considered the effective and economical nano-scale ways [1-3] of solution of some actual technological problems on the basis of development of the necessary (claimed by the technology) basic aspects (fundamentals), revealing the micromechanisms (physics) and interrelation of the processes of aging and hydrogen embrittlement of metallic materials (steels) of the hydrogen energy and cross-country gas pipelines, and the processes' role in the degradation of the operational properties (including the stress corrosion damages) and the service life of these materials and constructions. A special attention is given to the technological compatibility of metallic materials with hydrogen and the natural gas, and also to the problems of aging and hydrogen embrittlement of steels of the cross-country gas pipelines. It is considered the effective ways of the necessary broadening of the knowledge on the basis of using the new (unconventional) conception-methodology and nanotechnology approaches and methods of systemization and analysis of the existing empiric information, and also the original results of studies of some basic aspects of micromechanisms and interrelation of the processes of aging and hydrogenation of metals [1,2]. Particularly, it is considered a concomitant process of formation of the carbohydride-like (and others) nanosegregation structures at dislocations (with the segregation capacity higher by 1-1.5 orders, than in the Cottrell model) and at grain boundaries [1-3], and their influence on aging, hydrogen embrittlement, stress corrosion and physical-mechanical properties of metallic materials, including the service life of steels of the cross-country gas pipelines.

A nano-scale mechanism of the hydrogen superplasticity of metals and alloys is considered, as well.

1. Yu.S. Nechaev. "On the physical, complex problem of aging, embrittlement and failure of metallic materials of the hydrogen energy and cross-country gas pipelines". // Physics-Uspekhi RAN, 2008, Vol. 51, # 7, p.p. 681-697.

2. Yu.S. Nechaev, A.A. Burzhanov, G.A. Filippov. “On revealing micromechanisms of the hydrogen plastification and embrittlement of metallic materials: Relevance to the safety and corrosion problems”. // Advances in Materials Science, 2007, Vol. 7, # 1(11), p.p. 166-175.
3. Yu.S. Nechaev. “On specific phase transitions to the compound-like impurity nanosegregation structures at dislocations and grain boundaries in metals and their influence on diffusion-assisted processes”. // Solid State Phenomena, 2008, Vol. 138, p.p. 81-118.

МИКРОТВЕРДОСТЬ И СТРУКТУРА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА МАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИНЫХ СТАЛЕЙ

Косицына И. И., Сагарадзе В. В., Попов А. Г

.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
kositsyna@imp.uan.ru

Конструкционное машиностроение наноматериалов пока не получило широкого распространения, поэтому важно исследование структуры и свойств наноструктурированных высокопрочных аустенитных сталях, изучение фазовых и структурных превращений в ультрамикродисперных сложнолегированных карбидоупрочняемых аустенитных сталях.

Исследованы аустенитные марганцевые стали, содержащие от 0,1 до 0,8 мас.% C; 20 мас.% Mn; 1 мас.% Si, легированные основным карбидообразующим элементом V в количестве 2 мас.% и дополнительно молибденом, повышающими термическую устойчивость, дисперсность и количество основной упрочняющей фаза карбидов VC. Стали были переплавлены и закристаллизованы методом быстрой кристаллизации (закалки) из расплава со скоростью охлаждения более 100000 К/с спиннингованием расплава на вращающемся металлическом барабане в защитной атмосфере.

Микротвердость всех исследованных сталей после закалки из расплава и старения выше, чем сталей в крупнокристаллическом состоянии [1]. Она зависит от содержания углерода и карбидообразующих элементов в сталях и составляет для сталей с 0,2 мас.% C 210-310 HV после закалки и 460-660 HV после старения 750ºC, 8ч, для сталей с 0,4 мас.% C - 350-400 и 690-700 HV, соответственно, для сталей с 0,8 мас.% C - 470-510 и 710-750 HV после такой же обработки. Замечено, что в наноструктурированном состоянии максимальное упрочнение смешается в область более высоких температур старения и наблюдается после старения при 750ºC, 8ч, а не при 650ºC, 10ч, как в крупнокристаллическом состоянии.

Показано, что быстрая закалка из расплава приводит к наноструктурированию сталей: в среднем размер зерна аустенита составляет 300-800 нм, встречаются зерна размером 100 нм и меньше. В структуре стали 20Г20С кроме аустенита присутствуют кристаллы ε-фазы, а на границах зерен у высокоуглеродистой стали 80Г20СФМ уже после закалки наблюдаются выделения карбидов. При старении при температурах 650-750ºC происходит гомогенное выделение карбидов ванадия размером около 5 нм. Обнаружено, что старение наноструктурированной матрицы происходит неравномерно, наблюдаются зерна свободные от выделения карбидов VC.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проектов РФФИ-09-08-00015-а и 09-03-90422-Укр_ф_а.

1. Косицына И.И. Высокопрочные аустенитные стали различных систем легирования с карбидным упрочнением // МИТОМ. 2008. №10, с.6-13.

О РОЛИ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ФОРМИРОВАНИИ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ И ГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Хоник В. А.

Воронежский государственный педагогический университет,
г. Воронеж, Россия,
khonik@vspu.ac.ru

В литературе доминирует мнение о том, что кинетика структурной релаксации и гомогенного пластического течения металлических стекол ниже температуры стеклования T_g контролируется величиной избыточного свободного объема. Такая ситуация сложилась несмотря на фактическое отсутствие адекватного определения этой величины и невозможность ее количественного экспериментального определения. Однако очевидно, что избыточный свободный объем прямо определяется плотностью, которая может быть определена экспериментально, хотя и со значительными погрешностями. Эти погрешности обычно весьма велики, что не позволяет количественно связать кинетику структурной релаксации стекла с изменением его плотности.

Тем не менее, имеется довольно эффективный путь решения этой проблемы, состоящий в изучении релаксационных явлений в образцах металлических стекол одного и того же химического состава, приготовленных в условиях закалки с кардинально различающимися скоростями. Известно, что повышение скорости закалки заметно снижает плотность получаемого стекла. Тогда изменение его релаксационных свойств должно отражать изменение плотности и, соответственно, изменение концентрации избыточного свободного объема. Этот путь исследования был нами последовательно реализован и его результаты в обобщенном виде представляются в докладе.

Исследовались металлические стекла на основе Pd и Zr, полученные *а*) стандартным методом одновалкового спиннингования, обеспечивающего скорость закалки порядка 10^6 К/с, и *б*) приготовленные по методике melt jet casting со скоростью закалки ≈ 200 К/с. В первом случае образцы имели вид ленты толщиной 30-50 мкм, во втором случае получались так называемые объемные образцы, имевшие вид параллелепипедов размерами 2×5×60 мм^3. Скорость закалки ленточных и объемных образцов отличались, таким образом, примерно на 4 порядка. Разность плотностей объемных и ленточных образцов оценивалась как непосредственно прямым измерением плотности, так и косвенно, по известным данным о температурной зависимости удельного объема и изменению температуры стеклования в зависимости от скорости закалки. Результаты прямых и косвенных оценок плотности привели к одинаковому выводу: плотность ленточных образцов примерно на 0.5% меньше плотности объемных образцов.

Был выполнен цикл исследований релаксационных свойств объемных и ленточных образцов. Измерялись ползучесть, релаксация напряжений, и низкочастотное внутреннее трение в условиях различных термообработок. Результаты проведенного комплекса исследований позволили сделать вывод о том, что кинетика структурной релаксации и обусловленные ей релаксационные явления не зависят сколько-нибудь существенным образом от концентрации избыточного свободного объема. В докладе обсуждаются следствия сделанного вывода в плане представлений о природе центров релаксации, ответственных за структурную релаксацию и гомогенное пластическое течение металлических стекол ниже температуры стеклования.

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ИНФРАНИЗКОЧАСТОТНОГО МОДУЛЯ СДВИГА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ В МАССИВНОЙ И ЛЕНТОЧНОЙ ФОРМЕ

Хоник С. В.[1], Ховив Д. А.[1], Макаров А. С.[2], Афонин Г. В.[2]

[1]Воронежский государственный университет, Воронеж, РФ
[2]Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ
skhonik@mail.ru

Необратимое изменение физических свойств металлических стекол (МС) в процессе структурной релаксации является основным препятствием на пути их широкого прикладного использования. Однако, известен ряд фактов восстановления некоторых свойств состаренных МС путем закалки из состояния переохлажденной жидкости [1].

Исследуемое МС $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ было приготовлено как по стандартной технологии спиннингования в виде ленты, так и методом реактивной закалки расплава в "массивном" состоянии. Отношение скоростей закалки ленточных и массивных образцов составило величину порядка 10^4, что, в свою очередь, приводит к значительной разнице в плотности, примерно соответствующей величине, на которую растет плотность МС при структурной релаксации. Относительный модуль сдвига G/G_0 (где $G_0 = G(300\ \text{K})$) измерялся с помощью управляемого компьютером составного крутильного микромаятника. Основной объем эксперимента был выполнен в режиме термоциклирования в пределах аморфного состояния при последовательно увеличивающейся максимальной температуре нагрева в цикле. В случаях массивных и ленточных МС наблюдается гистерезис модуля сдвига: величина G/G_0 при охлаждении выше, чем при нагреве. Кроме того, термоциклирование вызывает небольшой рост модуля при комнатной температуре. Указанные особенности непосредственно отражают структурную релаксацию стекла в процессе нагрева. Отметим, что степень релаксации модуля в ленточных и массивных образцах отличаются незначительно.

Для проверки возможности восстановления релаксации модуля сдвига образцы массивных и ленточных МС были закалены от $T = 608$ К (т.е. от температуры, превышающей $T_g = 559\,\text{K}$) в воду со скоростями 9 и 180 К/с. Образцы нагревались со скоростью 5 К/мин до указанной температуры, после чего производилась закалка. В процессе нагрева имеет место полная структурная релаксация (старение) образцов, что проявляется в отсутствии какого-либо гистерезиса G/G_0 после медленного охлаждения и последующего термоциклирования. Закалка вызвала значительное изменение релаксационного поведения образцов, что проявилось в усилении релаксации модуля сдвига и появлении гистерезиса, не наблюдавшегося при медленном охлаждении состаренных МС, что свидетельствует о восстановлении структурной релаксации состаренных образцов. При этом степень падения модуля (т.е. степень восстановления структурной релаксации), как и следовало ожидать, растет с ростом скорости закалки. Крайне неожиданным оказалась то обстоятельство, что если для ленточных образцов снижение модуля после закалки не превышает такового в исходном состоянии, то для массивных образцов падение модуля в результате структурной релаксации после закалки в несколько раз превышает таковое в исходном состоянии. Отметим, что аналогичное поведение было ранее установлено при измерениях внутреннего трения в состаренных образцах после закалки [1] и оно не может быть объяснено большей концентрацией избыточного объема в ленточных образцах.

1. S.V. Khonik, V.V. Sviridov, O.P. Bobrov, M.Yu. Yazvitsky, V.A. Khonik. Structural relaxation and recovery of bulk and ribbon glassy $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ monitored by measurements of infralow-frequency internal friction. *J. Phys.: Condens. Matter*, 2008, v.20, p.165204.

КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$

Лысенко А. В. , Хоник В. А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ
alekseyvl@mail.ru

Несмотря на многолетние исследования структурной релаксации металлических стекол (МС), основные вопросы, касающиеся природы так называемых центров релаксации, остаются по существу невыясненными.

В настоящей работе представлены результаты изотермических измерений ползучести ленточного МС $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$. Исследуемое стекло было получено путем закалки расплава методом одновалкового спиннингования со скоростью ~10^6 К/с. Это МС значительно выделяется из семейства стекол на основе Pd. Во-первых, оно полиморфно (т.е. без изменения локального химического состава) кристаллизуется в тетрагональную фазу Pd_2Cu_2P [1,2], что является весьма редким случаем. Кроме того, в [1,2] показано, что его плотность превышает плотность соответствующего кристалла. Эта ситуация является уникальной и сама по себе ставит под сомнение традиционное представление о зависимости структурной неравновесности МС в первую очередь от так называемого избыточного свободного объема.

Исследования кинетики ползучести, проведенные на МС различного состава (отличающихся по плотности и, соответственно, концентрации избыточного свободного объема), в том числе и на стекле $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$, считающимся модельным, показали, что скорость пластической деформации обусловлена скоростью структурной релаксации и ее можно описать следующим образом:

$$\dot{\varepsilon} = s\, kTN_0\Omega C/t\,, \qquad (1)$$

где k – постоянная Больцмана, T – температура испытания, t – текущее время ползучести, отсчитанное от конца предварительного отжига, N_0 – объемная плотность центров релаксации в расчете на единичный интервал энергии активации, Ω – объем, охватываемый элементарным актом пластической деформации, C – структурный параметр, учитывающий ориентирующее влияние приложенного сдвигового напряжения. Данное описание является феноменологическим и не дает информации о природе центров структурной релаксации МС [3,4].

В рамках настоящей работы было показано, что выражение (1) хорошо описывает кинетику ползучести исследуемого МС $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$, несмотря на необычное соотношение его плотностей в кристаллическом и стеклообразном состояниях. Факт применимости закона релаксации (1) предполагает отсутствие прямой связи между центрами структурной релаксации и концентрацией избыточного свободного объема.

1. T.D. Shen, U. Harms, R.B. Schwarz. Appl. Phys. Lett. **83**, 45124514 (2003)
2. D.J. Safarik, R.B. Schwarz. Acta Mater. **55**, 5736 (2007)
3. V.A. Khonik, A.T. Kosilov, V.A. Mikhailov, V.V. Sviridov. Acta Mater. **46**, 3399 (1998).
4. V.A. Khonik. Phys. Stat. Sol. (a) **177**, 173 (2000).

ВОЗВРАТ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ СОСТАРЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$

Нгуен Н. Т. Н., Бисярина Н. В., Хоник В. А.

Воронежский Государственный Педагогический Университет, г. Воронеж, Россия
nu82@mail.ru

Снижение способности металлических стекол к гомогенному течению в результате структурной релаксации является одним из их главных технологических недостатков. В настоящей работе путем измерений изохронной релаксации крутящего момента показана возможность восстановления деформационной способности состаренного металлического стекла $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$ (ат.%). Особенность этого стекла состоит в том, что его плотность *выше* плотности соответствующего тетрагонального кристалла Pd_2Cu_2P [1, 2].

Измерения проводились в вакууме с помощью специальной деформационной крутильной микромашины. Образцы нагружались при комнатной температуре крутящим моментом M_0, соответствующим напряжению на поверхности s_0 ≈165 МПа, и далее измерялась релаксация крутящего момента $M(T)/M_o$ в процессе нагрева со скоростью 5 К/мин.

На рисунке показаныкривые $M(T)/M_0$ для образца в исходном состоянии, после отжига при температуре стеклования $T_g = 530$ К и последующего медленного охлаждения, а так же для двух образцов, закаленных от T_g со скоростями 5 и 150 К/с.

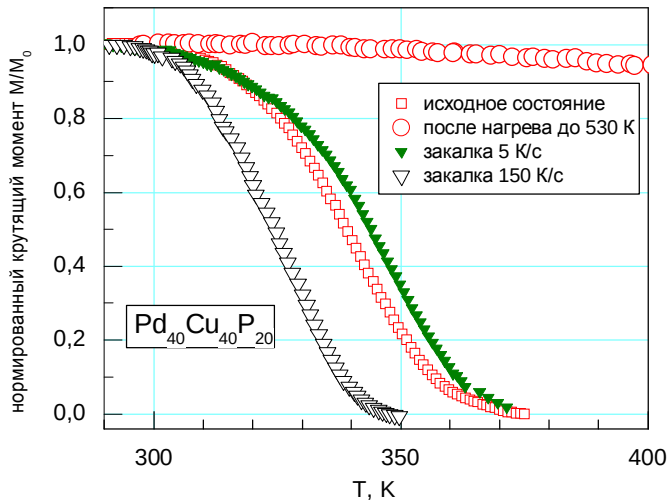


Рис. Температурные зависимости нормированного крутящего момента образцов металлического стекла $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$ в исходном состоянии, после нагрева до 530 К и последующей закалки со скоростями 5 и 150 К/с.

Видно, что имеет место восстановление релаксации крутящего момента, причем степень восстановления зависит от скорости закалки состаренного образца. Кривая релаксации крутящего момента для состаренного образца, закаленного от 530 К со скоростью 5 К/с, очень близка к таковой для исходного образца (рис. 1) и восстановление деформационной способности, таким образом, является почти полным. В случае закалки состаренного образца со скоростью 150 К/с падение крутящего момента с температурой происходит даже *быстрее*, чем таковое в исходном состоянии. Это «гигантское восстановление» является весьма неожиданным и его сложно объяснить в рамках традиционного понимания структурной релаксации стекол. Для металлического стекла $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$ это явление обнаружено впервые.

1. T. D. Shen, U. Harms, R. B. Schwarz. Appl. Phys. Lett. **83**, 4512 (2003).
2. D.J. Safarik, R.B. Schwarz. Acta Mater. **55**, 5736 (2007).

КИНЕТИКА РЕЛАКСАЦИИ ВЫСОКОЧАСТОТНОГО МОДУЛЯ СДВИГА ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ В УСЛОВИЯХ ЛИНЕЙНОГО НАГРЕВА

Митрофанов Ю. П., Михайловская Т. А., Хоник В. А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ,
mitrofanov-y@mail.ru

Стеклообразное состояние является неравновесным конденсированным состоянием вещества. Неупорядоченность структуры стекол определяет их повышенную свободную энергию в сравнении с кристаллическим состоянием. Это обуславливает эволюцию структуры стекла к более равновесной посредством релаксационных процессов, изменяющие свойства материала. Совокупность таких процессов получила название ″структурная релаксация″. Несмотря на многочисленные исследования этого явления, физическая природа структурной релаксации далека от адекватного понимания. Имеются различные взгляды на природу источников (″центров″) структурной релаксации. В литературе высказывается мнение [1-3], согласно которому нерелаксированный (высокочастотный) модуль сдвига G_∞ является важнейшей величиной, характеризующей термодинамические и кинетические свойства переохлажденных жидкостей и стекол. Соответственно, в качестве центров структурной релаксации рассматриваются чувствительные к внешнему сдвиговому напряжению "структурные дефекты", концентрация которых и определяет G_∞ [4].

В настоящей работе исследовалась кинетика релаксации G_∞ объемного металлического стекла $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ (ат.%) в условиях линейного нагрева до температуры T_g+20 К, где T_g – температура стеклования. *In situ* измерения модуля сдвига осуществлялись с помощью бесконтактной методики электромагнитно-акустического преобразования [5]. Измерения были выполнены как для свежезакаленного (исходного), так и для отожженного (отрелаксированного) состояния стекла. Используя методику [4], восстановлен энергетический спектр структурной релаксации.

Установлено, что ниже температуры стеклования кинетика изменения модуля сдвига в исходном G_{ini} и отрелаксированном G_{rel} состоянии имеет существенные отличия, причем разница $\Delta G = G_{ini} - G_{rel}$ стремится в ноль по мере приближения к T_g. Аргументируется утверждение о том, что отрицательный вклад ΔG в модуль сдвига обусловлен неравновесными центрами структурной релаксации типа межузельных гантелей, распределенных в непрерывном спектре энергий активации. В ходе нагрева такие центры релаксации отжигаются, что и приводит к наблюдаемой релаксации модуля сдвига.

1. J.C. Dyre, N.B. Olsen, T. Christensen, Phys. Rev. B **53**, 2171 (1996).
2. W.L. Johnson, M.D. Demetriou, J.S. Harmon, M.L. Lind, K Samwer, MRS Bull. **32**, 644 (2007).
3. A.V. Granato, J. Non-Cryst. Sol. **352**, 4821 (2006).
4. S.V. Khonik, A.V. Granato, D.M. Joncich, A. Pompe, V.A. Khonik, Phys. Rev. Lett. **100**, 065501 (2008).
5. K. R. Lyall, J. F. Cochran, Can. J. Phys. **49**, 1075 (1971).

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРЕЖДЕНИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОНТАКТА ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИЕЙ

Петухов А. Н.

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

На примере исследований ряда конструкционных материалов (сталь 30ХГСА, нержавеющих сталей ВНС-2, ЭП654, 13Х11Н2ВМФ после отпуска при 580^0С и при 680^0С, алюминиевых сплавов АК4-1, Д19, титановых сплавов ВТ3-1, ВТ8, ОТ4-1) выявлены особенности повреждений фреттинг-коррозией поверхностей контакта в зависимости величины амплитуды и частоты относительных перемещений, величины нормального давления и пар, взаимодействующих материалов, наличия промежуточных покрытий и др.

При исследованиях задавались параметры процесса фреттинга в диапазоне амплитуд относительных перемещений A_p = 9…37мкм, давлений p = 50...200 МПа, частот ω = 10...50 Гц. Длительность испытаний по числу циклов $N = (1{,}2 \ldots 2{,}7)\cdot 10^5$ циклов.

Для оценки степени повреждения материалов в процессе испытаний в условиях фреттинг-коррозии использовались различные методы: I) определение изменения массы образцов; 2) исследование параметров микрогеометрии поверхности контакта; 3) измерение электросопротивления в зоне контакта в процессе испытаний; 4) металлографическое исследование материала в зоне повреждения; 5) изменения коэффициента трения. Полученные параметры статистически оценивались по результатам, полученным на 12 образцах исследованного варианта.

Показано, что даже при одинаковых условиях процесса фреттинга его механизм может существенно отличаться у конструкционных материалов одного класса. Поэтому широко применяемый метод оценки повреждений по изменению массы не является универсальным.

Процессы фреттинга и фреттинг-коррозии сопровождаются скоплением окислов продуктов повреждения зон контакта, которые, образуя плотную плёнку, искажают реальный рельеф поверхности и параметры шероховатости, а под слоем этой плёнки могут быть каверны или усталостные трещины.

Анализ записей изменения электросопротивления в процессе испытаний, не позволяет сделать количественных выводов, но даёт представление о кинетике процесса в зоне контакта, свидетельствуя, что процесс повреждения поверхностей и образования продуктов коррозии в зоне контакта наступает уже после нескольких циклов нагружения. Регулярное скачкообразное изменение электросопротивления свидетельствует о непрерывном, но локальном характере образовании и разрушении прослоек из продуктов износа и окислов в зоне контакта. Следует отметить, что при таких исследованиях характер изменения электросопротивления соответствовал степени повреждения образца, определявшейся по изменению массы: случаям минимального изменения массы соответствовало слабое или полное отсутствие изменения электросопротивления.

В то же время, в процессе испытаний пар «Ti – Ti» и «Ti – сталь» существенного роста электросопротивления не фиксировалось, хотя при остановке испытаний величина электросопротивления резко возрастала. Последнее связано с изменением состава и электропроводящих свойств окислов.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПРОВОЛОКИ TiNi С ЦЕЛЬЮ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ

Рубаник В. В. (мл.), *Рубаник В. В., Милюкина С. Н.

Витебский государственный технологический университет, Беларусь
**Институт технической акустики НАН Беларуси*
ita@vitebsk.by

При использовании сплавов с эффектом памяти формы в качестве конструкционных элементов возникает необходимость задавать форму. С этой целью традиционно осуществляется термообработка при температурах 450÷550ºС в течение различных промежутков времени (от одного до нескольких часов) [1].

Данная работа посвящена исследованию влияния ультразвукового воздействия на задание формы образцам из никелида титана. Проволочные образцы состава Ti-50,4ат.%Ni и диаметром 0,65 мм подвергали рекристаллизационному отжигу с закалкой, после чего характеристические температуры материала составляли $M_н$ = 30˚С, $M_к$ = 14˚С, $A_н$ = 41˚С, $A_к$ = 57˚С. Далее образцы деформировали изгибом в мартенситном состоянии, жёстко фиксировали и возбуждали в них ультразвуковые колебания частотой 22 кГц. При вводе ультразвуковых колебаний в образец происходил нагрев материала до температуры $t \approx A_к$, которая оставалась на том же уровне (~ 50ºС) в процессе ультразвукового воздействия, что обусловлено более низким уровнем внутреннего трения, характерного для TiNi в аустенитном состоянии по сравнению с мартенситным и двухфазным. Последующие нагрев и охлаждение образцов в свободном состоянии через интервал мартенситных превращений обычным тепловым способом показали, что образцы «запоминают» до 3% деформации.

Интересно отметить, что зависимости заданной деформации от величины предварительного деформирования не наблюдали. Т.е. после деформирования на 5% и 10% в мартенсите, фиксации и ультразвуковой обработки (УЗО) заданная деформация составила одинаковое значение ~ 3%, которое после термоциклирования через интервал мартенситных превращений в свободном состоянии несколько снижается в течение первых 15-и циклов, а затем стабилизируется и составляет ~ 2,7%. Заданная же таким способом обратимая память формы зависит от величины деформирования. Так, ультразвуковая обработка после деформирования образцов на 5% и 10% приводит к заданию устойчивой обратимой памяти формы 0,6% и 2% соответственно. Причём следует отметить, что величина заданной обратимой памяти формы при последующем термоциклировании не изменяется. Кроме того, установлено, что ультразвуковая обработка продеформированных образцов при повышенных температурах увеличивает значение «запоминаемой» деформации. После деформирования образца на 5,5% и УЗО при температуре 100ºС в течение 1,5 мин заданная деформация составила 4%, при этом обратимая деформация отсутствовала совсем.

Калориметрические исследования показали, что после такой УЗО термообработок никаких изменений кинетики и температур мартенситных превращений не происходит.

Таким образом, полученные экспериментальные данные показали, что возможно задание формы образцам TiNi посредством ультразвуковой обработки, несомненным достоинством которой является малое время обработки (1-3 мин) и минимальный нагрев материала ($\approx A_к$).

1. К.Ооцука, К.Симидзу, Ю.Судзуки и др. Сплавы с эффектом памяти формы. – М.: Металлургия, 1990. – 224 с.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА Fe–Co СПЛАВА ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Глезер А. М., Ширинов Т. М.*, Коновалов С. В.*, Семин А. П.*, Громов В. Е.*

ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,
a.glezer@mail.ru
** Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
gromov@physics.sibsiu.ru

Fe–Co сплав с с эквиатомным соотношением компонентов относится к классу магнитномягких материалов и обладает наибольшими значениями температуры Кюри и индукции магнитного насыщения, а также высоким значением магнитострикции. Однако, сплав обладает высокой хрупкостью, в значительной степени обусловленной образованием сверхструктуры типа B2. Для повышения пластичности сплава FeCo его легируют, как правило, ванадием. Это приводит к некоторому снижению магнитных свойств, но благоприятно сказывается на пластичности. Закалка из жидкого состояния (ЗЖС) с успехом используется для получения лент микрокристаллических сплавов Fe–Si и Fe–Si–A1. Сплавы с высоким содержанием кремния и алюминия обладают в микрокристаллическом состоянии после ЗЖС гораздо более высокой пластичностью, что связано в основном с заметным снижением размера зерна, ярко выраженной внутризеренной фрагментацией.

Настоящая работа преследовала цель выявить особенности протекания фазовых превращений и формирующейся микроструктуры при ЗЖС сплава FeCo и выяснить возможность повышения пластичности сплава путем сверхскоростной закалки.

Объектом исследования служили ленточные образцы сплава $Fe_{50}Co_{50}$, полученные методом спиннингования из расплава в среде инертного газа. Образцы имели ширину 10 мм и толщину в интервале 40–50 мкм. Изотермические отжиги закаленных образцов проводили при температурах 200–1000^{0}C в течение 1ч.

Установлено, что закалка из расплава фактически не влияет на протекание в сплаве полиморфного $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения и превращения второго рода $\alpha\rightarrow$сверхструктура типа B2. Незначительное влияние заключается в наличии в структуре быстрозакаленного сплава малого количества остаточной γ-фазы и в небольшом снижении степени порядка по типу B2, которое, в свою очередь, зависит от конечной толщины ленточных образцов. Поскольку при спиннинговании расплава эффективная скорость охлаждения обратно пропорциональна конечной толщине, в образцах с меньшей толщиной (более высокой скоростью охлаждения) степень порядка ниже, чем в образцах с большей толщиной (более низкой скоростью охлаждения).

Выполненный комплекс исследований позволяет заключить, что определяющую роль в формировании ближнего порядка смещений, в системе Fe–Co играют, с одной стороны, избыточные вакансии, фиксируемые в твердом растворе в процессе ЗЖС, и, с другой – достаточно высокая степень дальнего порядка по типу B2. Отсутствие хотя бы одного из этих условий не дает возможности проявиться эффектам статических смещений, ведущим к формированию эффектов диффузного рассеяния на микроэлектронограммах.

Таким образом, методом ЗЖС можно получить достаточно пластичный безванадиевый пермендюр (FeCo), что практически не реализуется при «обычных» способах выплавки, передела и термической обработки.

РОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА В ФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Столбоушкина О. А., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф.*, Воробьев С. В., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru
**Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

Цель работы состояла в исследовании влияния электрического потенциала на скорость ползучести технически чистого алюминия и сравнительном анализе количественных характеристик структуры поверхности разрушения, формирующейся в условиях ползучести при наложении потенциала и без него.

Анализ поверхности разрушения осуществлялся методами сканирующей электронной микроскопии. Были проанализированы поверхности разрушения образцов Al после ползучести в различных условиях и оценена вязкость металла.

Анализ поверхности излома образцов позволил выявить (независимо от условия проведения эксперимента) две зоны – волокнистую зону и зону среза, что указывает на то, что разрушение алюминия происходило в условиях стабильного роста трещины. Основную площадь поверхности разрушения занимает волокнистая зона, сформированная ямками разрушения, представляющими собой половину микропоры, через которую прошло разрушение. При этом зона среза более выражена в образцах, разрушенных в условиях без наложения потенциала. Здесь она составляет (10…12) %, тогда как в образце, разрушенном в условиях приложенного потенциала 1 В, - (5…7) %, то есть наложение потенциала 1 В приводит к снижению вязкости.

Исследование микрорельефа боковой поверхности образцов вблизи поверхности разрушения обнаружило большое число полос скольжения, что свидетельствует о высокой степени пластичности материала.

Показано, что независимо от методики испытания на ползучесть, поверхности изломов являются вязкими с большой плотностью полос скольжения и глубокими ямками, свидетельствующими о высокой локальной пластичности материала. Ямки, как правило, разделяют на три группы – равноосные, ямки сдвига и ямки отрыва. Зона боковых скосов часто содержит систему овальных ямок, вытянутых в одном и том же направлении – направлении сдвига (это ямки сдвига). Следует отметить, что в ямки сдвига преимущественно формировались при ползучести алюминия в условиях наложения потенциала. Статистический анализ поверхности разрушения показал, что средний размер (диаметр) ямок вязкого излома зависит от условий проведения эксперимента. При деформации без наложения потенциала средний размер ямок вязкого излома 1,84±1,3 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в ~1,25 раза. Одновременно с этим уменьшается и интервал существования размеров ямок: в экспериментах без потенциала максимальный размер ямок достигал 7 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению максимального размера ямок до 5 мкм. Наложение потенциала приводит к увеличению мест зарождения ямок вязкого излома (микропор) при усталостных испытаниях технически чистого алюминия.

Полученные результаты могут косвенно свидетельствовать о том, что наложение потенциала оказывает влияние на эволюцию дефектной субструктуры объема и приповерхностного слоя при ползучести технически чистого алюминия по сравнению с ползучестью без потенциала.

КОНТРОЛИРУЕМАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Забелин С. Ф., Зеленский В. А., Забелин К. С.

ЗабГГПУ, г. Чита, ИМЕТиМ, г. Москва, Россия,
metal@zabspu.ru

Актуальной задачей практического материаловедения является разработка технологий синтеза нанокристаллических материалов (НКМ). Одним из методов получения НКМ является контролируемая кристаллизация аморфных металлических материалов (АММ) путем термического воздействия. При этом одной из значимых проблем остаются вопросы сохранения термической стабильности НКМ и контроля изменений их физических и механических характеристик.

Исследование условий формирования нанокристаллического состояния материала из АММ проводили при изотермических режимах отжига и при непрерывном термоциклировании с различными режимами интенсивности теплосмен в разных интервалах температур. При этом термоциклическое воздействие на АММ рассматривается как процесс их термопластического деформирования (ТПД). Объектом исследования являлись ленты АММ из сплавов 10НСР и 70КНСР толщиной 23-25 мкм, изготовленных по технологии ЦНИИ ЧерМета. Ленточные АММ подвергали термическому воздействию (отжиг и термоциклирование) в стабилизирующих пластинах. Изменение пластичности материала оценивали методом макроиспытаний на изгиб. Оценка изменений структуры, фазового состава и напряжений в материалах проводили с помощью ПЭМ и РСА.

Полученные кинетические зависимости пластичности от температуры и режима термического воздействия $\varepsilon = f(T, t)$ носят экспоненциальный характер. Учитывая, что процесс перехода из АС в НКС носит термоакционный характер и определяется релаксационной природой поведения материала при термическом воздействии, можно провести оценку энергетических характеристик материала (активационный объем и энергия активации процесса).

Зависимость пластичности материала от режима контролируемой кристаллизации (изотермический или термоциклический отжиг) характеризуется кинетическими кривыми $\ln t - 1/T \times 10^3$ и могут быть описаны экспоненциальной функцией:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \exp[W_0 - W(\sigma)/RT], \qquad (1)$$

где ε – деформация при термическом воздействии; ε_0 – величина, зависящая от режима отжига и характеризующая структурное состояние материала; W_0 – энергия активации процесса изотермического отжига, зависящая от степени упорядочения структурного строения и композиции сплава; $W(\sigma)$ – энергия активации процесса, обусловленная воздействием термоциклического режима отжига; σ – напряжения, обусловленные температурным и структурно-фазовым состоянием материала; R – газовая постоянная; T – температура.

Значение ε_0 оценивается путем экстраполяции зависимостей $\ln \varepsilon - 1/T$. Учитывая, что параметр ε_0 в уравнении (1) зависит от напряжений, возникающих при термоциклированиии, эта величина должна оцениваться с учетом структурного и напряженного состояния материала, например

$$\varepsilon_0 = \varepsilon'_0 \exp \gamma\sigma, \qquad (2)$$

где ε'_0 – постоянная характеризующая структурное состояние материала; γ – постоянная, имеющая размерность обратной размерности напряжения; σ – внутренние напряжения, обусловленные режимом термоциклирования.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОТЖИГА НА КИНЕТИКУ ПРОЦЕССОВ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ОХРУПЧИВАНИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Забелин С. Ф., Забелин К. С., Трофимов В. М., Васильев А. А.

ЗабГГПУ, г. Чита, Россия,
metal@zabspu.ru

Решение задач сохранения термической стабильности нанокристаллических материалов и возможности регулирования их физико-механических характеристик представляет сложную инженерно-техническую проблему, а разработка оптимальной технологии их синтеза и обработки представляет актуальную задачу практического материаловедения. Поэтому экспериментальные исследования по кинетике процессов нанокристаллизации и охрупчивания аморфных металлических сплавов представляет научный и практический интерес.

Изучены условия формирования нанокристаллического состояния материалов (НКС) методом контролируемой кристаллизации из аморфного состояния (АС) при различных режимах термического воздействия. Объектом исследования являлись металлические ленты АС сплавов 10НСР и 70КНСР толщиной 23-25 мкм, изготовленных по технологии ЦНИИ ЧерМета. Отжиг осуществляли в печи, образцы фиксировали в стабилизирующих пластинах с большой теплоемкостью. Для оценки пластичности и охрупчивания материала образцы подвергали микроиндентированию по Виккерсу (ПМТ – 3М) [1], а изучение структуры, фазового состава и напряжений в материалах проводили спомощью ПЭМ и РСА. Изменение пластичности материала оценивали методом макроиспытаний на изгиб (U - метод) [2], характеристику пластичности ε определяли по формуле:

$$\varepsilon = h / (D - h), \qquad (1)$$

где h – толщина ленты, D – расстояние между пластинами, при котором изогнутый образец разрушался.

Анализ кинетических зависимостей нанокристаллизации аморфных сплавов при изотермическом отжиге и термоциклическом воздействии показал, что с повышением температуры воздействия и продолжительности обработки наблюдается снижение пластичности (для 10НСР – Tmax ~ 410–430 ^{0}C, t = 3–5 мин; 70КНСР – Tmax ~ 450–480 ^{0}C) при термоциклировании выше 600 ^{0}C (Tmax ~550–570 ^{0}C), и числе циклирования 5–7.

Экспериментально установлено, что при переходе материала из АС в НКС наблюдается широкий спектр структур, составляющих сочетание аморфных и нанокристаллических нанофаз. Решающую роль в падении пластичности и повышении хрупкости свободный объем и характер его эволюции при термических воздействиях, а само явление носит термоакционный характер и имеет релаксационную природу. При этом наибольшим эффектом термической стабильности обладают материалы. Нанокристаллизация которых осуществлялась при термоциклическом воздействии, обеспечивающим определенную и важную роль генерации и релаксации внутренних напряжений.

1. Глезер, А.М. Трещиностойкость и пластичность аморфных сплавов при микроиндентировании [Текст] / А.М. Глезер, И.Е. Пермяхова, В.А. Федоров // Известия РАН. Сер. Физика, 2006, -С. 1396-1400.
2. Федоров, В.А. Влияние отжига на кинетику процессов охрупчивания аморфных сплавов [Текст] / В.А. Федоров, А.В. Яковлев, А.Н. Капустин // МиТОМ, 2008. -№8. -С. 39-41.

УЧЕТ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОДЕЛИ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Сильченко Л. Г., Мовчан А. А., Казарина С. А. Мовчан И. А.

Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия
movchan47@mail.ru

В [1,2] предложена микромеханическая модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы (СПФ) при фазовых и структурных превращениях, учитывающая влияние на процессы зарождения и переориентации мартенситных элементов не только действующих напряжений, но и случайным образом распределенных по представительному объему материала микронапряжений. В рамках этой модели установлен аналог теоремы о простом нагружении, сводящийся к тому, что в активных процессах прямого термоупругого и (или) структурного перехода при пропорциональном изменении компонент девиатора напряжений существует единая зависимость неупругой деформации от компонент девиатора напряжений и параметра фазового состава. Из этой теоремы следует, что график зависимости интенсивности неупругой деформации, накапливаемой при полном прямом превращении под действием постоянных напряжений от величины интенсивности этих напряжений должен совпадать с графиком зависимости интенсивности напряжений от интенсивности неупругой деформации для изотермического нагружения СПФ в мартенситном состоянии. Следуя некоторым экспериментальным данным, такое совпадение действительно имеет место, следуя другим и, в том числе результатам опытов участников данной работы, наблюдается принципиальное различие двух этих кривых, особенно для малых напряжений. Различие сводится к тому, что на кривых мартенситной неупругости наблюдается некоторый аналог предела текучести, чего нет на кривых, соответствующих прямому превращению.

В данной работе модель нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях модифицирована с тем, чтобы описать указанное выше различие. Предполагается, что мартенситный элемент при заданном приращении внешнего напряжения претерпевает переориентацию (раздвойникование) если до увеличения внешних напряжений локальные напряжения в этом элементе, определяемые с учетом микронапряжений, были меньше некоторого порогового значения, а после увеличения внешних напряжений они стали выше этого порогового значения. В то же время в модель прямого термоупругого превращения понятие порогового напряжения не вводится, т.е. в рамках одномерной модели зарождающийся мартенситный элемент будет иметь ориентацию, соответствующую деформации растяжения, если действующее в нем локальное напряжение положительно, и деформацию сжатия, если локальное напряжение отрицательно. В результате удалось описать наблюдаемое в экспериментах различие кривых мартенситной неупругости и прямого превращения и целый ряд других эффектов, характерных для СПФ.

1. Мовчан А.А., Мовчан И.А. Одномерная микромеханическая модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы при прямом и обратном термоупругих превращениях // Механика композиционных материалов и конструкций. 2007. Т. 13 №3. С. 297-322.
2. Мовчан А.А., Мовчан И.А. Модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы в активных процессах прямого превращения и структурного перехода. Там же. 2008. Т. 14. № 1. С. 75-87.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОВ СУММИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Казарина С. А., Мовчан А. А., Тант Зин Аунг

Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия
movchan47@mail.ru

Экспериментально исследуются процессы в образцах из никелида титана, в которых последовательно или (и) параллельно осуществляются фазовые (терморупругие мартенситные) и структурные (переориентация мартенсита, раздвойникование) превращения. Результаты сопоставляются с данными модели нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях.

Рассматривается деформационное поведение образцов из СПФ при их двухэтапном охлаждении, когда механические напряжения, действующие на каждом из этапов постоянны, а при переходе от первого этапа ко второму напряжения скачком увеличиваются при постоянной или увеличивающейся с определенной скоростью температуре. Если на обоих этапах охлаждения под действием постоянного напряжения происходит прямое мартенситное превращение, то на промежуточном этапе изотермического возрастания напряжения одновременно осуществляется прямое мартенситное превращение, вызванное ростом напряжений и структурное превращение оставшейся части мартенсита при возрастающем напряжении. Во втором варианте процесса увеличение температуры образца при возрастании напряжений специально осуществляется для того, чтобы исключить вызванное ростом напряжений прямое превращение, оставив на этом этапе лишь структурный переход. Установлено, что неупругая деформация, накапливаемая в таких процессах равна деформации полного прямого превращения в одноэтапном процессе прямого превращения под действием постоянного напряжения, характерного для второго этапа рассматриваемого двухэтапного процесса. В то же время, в процессах двухэтапного прямого превращения, когда при переходе с первого этапа ко второму напряжения не растут, а падают и структурное превращение отсутствует, данное правило нарушается и суммарную деформацию можно в первом приближении определить исходя из закона линейного суммирования относительных деформаций.

Исследованы также процессы, первый этап которых соответствует полному прямому мартенситному превращению под действием некоторого постоянного напряжения σ_1, а на втором образец в мартенситном состоянии изотермически догружается до некоторого более высокого напряжения $\sigma_2 > \sigma_1$ (фактически, речь идет о частном случае первой группы процессов, в которых второй этап прямого превращения полностью вырождается). Суммарная накопленная деформация сопоставляется с деформацией, накапливаемой при полном прямом превращении под действием напряжения σ_2.

Рассмотрены двухэтапные процессы, первый этап которых заключается в изотермическом монотонном нагружении образцов до достаточно высокого напряжения σ_1 при температуре, соответствующей в отсутствии механических напряжений аустенитному состоянию. Рост напряжений выше фазового предела текучести связан с двумя одновременно происходящими процессами: вызванному ростом напряжений прямому превращению и структурному превращению ранее образовавшегося мартенсита. На втором этапе происходит охлаждение и полное прямое превращение образца под действием постоянного напряжения.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОЙ КРИОГЕННОЙ СТАЛИ

Хомская И. В., Зельдович В. И.

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

В работе изучено влияние различных структур, формирующихся в двухфазной ($\alpha+\gamma$)-области, на прочность, пластичность и ударную вязкость никелевой криогенной стали типа 0Н6 (0,1 вес.% С; 6,9 Ni; 0,4 Si; 0,008 Р; ост. Fe). В качестве исходного состояния использовали две структуры: феррит+зернистый цементит и пакетный (реечный) мартенсит. Структуру феррит с дисперсными частицами цементита получали при рекристаллизации в α -состоянии деформированных на ~25% образцов стали. Режимы термической обработки стали типа 0Н6 были подобраны таким образом, чтобы величина исходного аустенитного и ферритного зерна были приблизительно равны. Нагрев в межкритический интервал осуществляли со скоростями от 0,05 до100°С/мин для того, чтобы получить различные морфологические разновидности аустенита, отличающиеся размерами и формой кристаллов. При закалке из ($\alpha+\gamma$)-области аустенит превращается в мартенсит. Таким образом, изменяя скорость нагрева в двухфазную ($\alpha+\gamma$)-область в результате частичных $\alpha\rightarrow\gamma$ и $\gamma\rightarrow\alpha$ превращений получали четыре типа структур: ферритно-мартенситную (видманштеттову или глобулярную) и дуплексную (пластинчатую или пластинчато-глобулярную). Дуплексная структура состояла из отпущенного мартенсита и участков со структурой «нового» мартенсита. Температуры нагрева были подобраны так, чтобы количество нового мартенсита в каждом из четырех типов структур составляло 30 и 60%.

Показано, что закалка из межкритического интервала температур, в сравнении с полной закалкой, приводит к повышению ударной вязкости криогенной стали 0Н6 при сохранении удовлетворительного уровня прочности.

Определено, что ферритно-мартенситная структура, содержащая ~30% дисперсных видманштеттовых кристаллов мартенсита, обладает более благоприятным сочетанием прочности, пластичности и ударной вязкости, чем ферритно-мартенситная структура с таким же количество глобулярных зерен, имеющих мартенситную структуру. Дисперсная пластинчатая дуплексная структура, содержащая ~30% «нового» мартенсита, имеет более высокий комплекс пластических свойств (δ = 25%, ϕ = 65%) и ударной вязкости (KCU^{-100} = 1,2; KCU^{-196} = 0,6МДж/м^2) при сохранении удовлетворительного уровня прочности ($\sigma_в$ = 800 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 480 МПа), чем смешанная пластинчато-глобулярная структура с таким же количеством «нового» мартенсита (δ = 15%, ϕ = 55%; KCU^{-100} = 1,0; KCU^{-196} = 0,6 МДж/м^2; $\sigma_в$ = 1080 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 800 МПа). Таким образом, важна скорость нагрева в межкритический интервал температур.

Установлено, что сталь типа 0Н6 с исходной мартенситной структурой, после закалки из межкритического интервала температур, имеет более высокие характеристики пластичности (в 1,5 раз) и ударной вязкости при $t_{исп}$ = –100 и –196°С (в 3,5 и 6 раз при сохранении удовлетворительного уровня прочности, чем сталь с исходной структурой феррит+зернистый цементит.

Работа выполнена по плану РАН № г.р. 01.2.006.13392 и при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 34) и гранта НШ-643.2008.3.

ВКЛАД РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ В ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ АЛЮМИНИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Мальцева Л. А.

Уральский государственный технический университет – УПИ,
Екатеринбург, РФ, mla@mtf.ustu.ru

Для изготовления упругих элементов заметную долю составляют стержневые изделия, для изготовления которых используют длинномерные заготовки в виде проволоки. С учетом специфики функциональных свойств этих изделий необходимо разрабатывать стали, отличающиеся высокими показателями стандартных механических свойств ($\sigma_в$,$\sigma_{0.2}$,$\sigma_{0,03}$, δ, ψ), а также повышенным сопротивлением коррозии. Необходимый уровень требуемых свойств в таких сталях достигается соответствующей технологической обработкой, включающей операции пластического деформирования (волочения) и термической обработки (закалки и старения). Из числа высокопрочных коррозионностойких материалов для данных изделий нашли применение Fe–Cr–Ni сплавы, с дополнительным легированием Co, Mo, Ti и Al на основе ОЦК и ГЦК решеток – стали мартенситностареющего и аустенитного классов. Известно, что высокопрочное состояние в мартенситностареющих сталях складывается из упрочнения в результате образования твердого раствора замещения, упрочнения от мартенситного превращения и от дисперсионного твердения. Так как мартенситностареющие стали имеют высокую пластичность после закалки, то целесообразно введение еще одного способа дополнительного упрочнения – холодной пластической деформации. Несмотря на то, что прирост прочностных и упругих свойств в результате применения деформационного упрочнения незначителен, последующее заключительное последеформационное старение приводит как к дополнительному упрочнению, так и к увеличению устойчивости упрочнения при повышенных температурах.

Несмотря на многие достоинства мартенситностареющих сталей были разработаны новые безуглеродистые (< 0,03 % C) стали, имеющие практически ту же базу легирования с некоторым варьированием содержанием Cr, Ni и Al, что обеспечило возможность формирования другого структурного класса – аустенитного и аустенитно-ферритного. Получение высокопрочного состояния в исследуемой стали аустенитного класса становится возможным после применения высоких суммарных степеней холодной пластической деформации. Наличие деформационно-метастабильного аустенита, который при пластической деформации частично (≈ 50%) или полностью переходит в мартенсит деформации, существенно увеличил деформационное упрочнение исследуемых сталей. Прочностные свойства при этом возросли более чем в 3 раза. Наиболее сильно выраженный трип-эффект имел место в аустенитной стали, что является одним из факторов, определяющих ее высокую пластичность и возможность проводить интенсивную пластическую деформацию, в результате которой удалось получить в структуре нанокристаллическое состояние. Последующее последеформационное старение ОЦК фазы (по сути, как и в мартенситностареющих сталях) приводит к существенному упрочнению за счет выделения интерметаллида типа NiAl.

ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Мальцева Т. В., Кабакова А. А., Левина А. В.

Уральский государственный технический университет – УПИ,
г. Екатеринбург, РФ,
mla@mtf.ustu.ru

Для производства стержневого медицинского инструмента (в частности, хирургических игл) широкое применение нашла мартенситностареющая сталь ЗИ90 (О3Х12Н8К5М2ЮТ), обладающая высокой прочностью, стабильность упругих свойств после тепловых обработок, высокой коррозионной стойкостью в условиях эксплуатации и хранения. Известно, что мартенситностареющие стали после закалки, обладают высокой пластичностью, обусловленной образованием практически безуглеродистого мартенсита замещения. При производстве игл используются длинномерные заготовки в виде холоднодеформированной проволоки. Так как коэффициент деформационного упрочнения этих сталей невелик, то и после умеренной пластической деформации пластичность данной стали остается достаточно высокой, что является важным технологическим параметром и делает удобным проведение ряда технологических операций, связанных с холодной пластической деформацией (штамповка ушка, пробивка отверстий, гибка и т.п.). Это немаловажный фактор, так как он определяет стойкость штампов при этих операциях. Основное же упрочнение мартенситностареющей стали достигается на заключительной стадии – старении, которая проводится уже на полностью готовой игле.

Для целого ряда медицинского инструмента (а также и для игл неответственного назначения) были разработаны и исследованы мартенситностареющие стали экономного легирования. Выбор рационального экономного легирования мартенситностареющих сталей обусловлен с одной стороны необходимостью повышения пластичности в закаленном состоянии (а следовательно, увеличения срока службы штампов), а с другой стороны, что для изделий менее ответственного назначения прочностные свойства могут быть обеспечены при легировании одним - двумя элементами, участвующими в образовании упрочняющих фаз при старении. Методами просвечивающей электронной микроскопии, металлографии, рентгеноструктурного анализа и измерений механических свойств были изучены экономнолегированные мартенситностареющие стали на Fe-Cr-Ni основе, легированные раздельно титаном или молибденом, а также одновременно молибденом и титаном, с дополнительным легированием кобальтом и без него. В задачу данной работы входило определение концентрационных и температурных условий образования упрочняющих фаз, их морфологии и распределения в матрице, а также установление их роли в обеспечении требуемого комплекса механических свойств сталей на Fe–Cr–Ni основе. Исследованы структурные изменения в исследуемых сталях в зависимости от режимов термических и пластических обработок. Показано, что наилучшей экономнолегированной сталью для стержневого медицинского инструмента менее ответственного назначения является сталь 03Х14Н8М2Ю, которая внесена в технические условия на изготовление проволоки для медицинского инструмента.

ДЕФОРМАЦИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ АУСТЕНИТА

Мальцева Л. А., Озерец Н. Н., Шарапова В. А., Туева Е. А.

Уральский государственный технический университет – УПИ,
г. Екатеринбург, РФ,
mla@mtf.ustu.ru

Холодная пластическая деформация является надежным и простым способом достижения высокопрочного состояния при производстве определенной номенклатуры металлоизделий, таких как проволока, лист, трубы и т.п. В данной работе приводятся результаты структурных исследований сталей на Fe-Cr-Ni основе, содержащих деформационно-метастабильный аустенит, который при пластической деформации частично или полностью переходит в мартенсит деформации. Так как количество аустенита в исследуемых сталях различно (≈ 10% в мартенситностареющих, ≈ 50 % аустенитно-ферритных, ≈ 100% в аустенитных), то и влияние образовавшегося мартенсита деформации и связанного с ним трип-эффекта неодинаково. Наиболее сильно выраженный трип-эффект имеет место в стали аустенитного класса 03Х14Н11К5М2ЮТ, что является одним из факторов, определяющим ее высокую пластичность. Это обстоятельство позволяет проводить холодную пластическую деформацию с чрезвычайно высокими степенями обжатия, существенно сокращать число промежуточных смягчающих термических обработок при производстве проволоки тонких сечений и получать в структуре стали нанокристаллическое состояние. Структурные исследования сталей на Fe-Cr–Ni основе с различной стабильностью аустенита выполнены в комплексе с изучением механических свойств и фазового состава. Кривые деформационного упрочнения, построенные в координатах $2\ln d_o/d_x \div \sigma_в$, практически прямолинейны. Это позволило ввести коэффициент деформационного упрочнения k. Для мартенситностареющих сталей коэффициент деформационного упрочнения лежит в пределах 200 МПа, в то время как для сталей, имеющих в результате закалки аустенитную структуру и претерпевающую мартенситное превращение в процессе холодной пластической деформации – ≈ 400 МПа. Низкий коэффициент деформационного упрочнения мартенситностареющих сталей обусловлен высокой плотностью легкоподвижных дислокаций в исходном закаленном состоянии, а также малым содержанием примесей внедрения. Аустенитно-ферритная сталь вследствие гетерофазности структуры имеет выше коэффициент деформационного упрочнения, чем у мартенситностареющей и аустенитной стали, с таким же содержанием углерода, который составляет ≈ 540 МПа. Таким образом, фазовый состав стали оказывает значительное влияние на изменение свойств в ходе деформационного упрочнения.

Рассматриваются возможные механизмы упрочнения и пластической деформации и их взаимовлияние на формирование механических свойств, особенно на пластичность и технологичность. Обсуждаются механизмы структурных превращений, ответственных за высокую пластичность стали с метастабильным аустенитом. Максимальная пластичность в аустенитной стали, отличающейся низкой энергией дефектов упаковки, обеспечивается совместным действием равномерного скольжения дислокаций, деформационного двойникования и мартенситных превращений.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЯХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Мальцева Л. А., Мальцева Т. В., Мисарь А. В., Чурбаев Р. В.

Уральский государственный технический университет – УПИ,
г. Екатеринбург, РФ,
mla@mtf.ustu.ru

Для формирования субмикрокристаллического состояния в материалах и сплавах используют различные методы интенсивной пластической деформации: равноканальное угловое (РКУ) прессование, деформацию сдвигом под высоким давлением и т.п. Разработанные нами практически безуглеродистые стали на Fe–Cr–Ni основе с дополнительным легированием кобальтом, молибденом, титаном и алюминием (в количестве 0,8%) имеют в закаленном состоянии аустенитную структуру и обладают чрезвычайно высокой пластичностью и технологичностью, что позволило реализовать холодную пластическую деформацию волочением до $e = 5$ ($2 \ln d_o/d_x$). Эволюция структуры при интенсивной холодной пластической деформации волочением в аустенитной стали, отличающейся низкой энергией дефектов упаковки, изученная методом просвечивающей электронной микроскопии показала, что максимальная пластичность в этой стали, обеспечивается совместным действием равномерного скольжения дислокаций, деформационного двойникования, мартенситных $\gamma \rightarrow \varepsilon$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений и связанного с ними трип-эффекта. Поскольку такие структурные изменения наблюдаются при волочении, когда растягивающие напряжения способствуют $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению, которое протекает с увеличением объема, то представляло интерес изучить: будут ли эти структурные превращения происходить при сжатии со сдвигом.

В данной работе рассматриваются фазовые и структурные превращения, протекающие в алюминийсодержащих практически безуглеродистых коррозионностойких сталях разных структурных классов (аустенитном – 03Х14Н11К5М2ЮТ и аустенитно-ферритном – 03Х13Н10К5М2Ю2Т) при деформации сдвигом при высоких давлениях.

При повышении величины приложенного давления от 3 до 8 ГПа (без сдвига) в аустенитной стали 03Х14Н11К5М2ЮТ происходит увеличение полей упругих напряжений, наблюдаются изгибы решетки, происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием пластинчатого мартенсита, однако в структуре превалирует γ-фаза. Интенсивная пластинчатая деформация при давлении 5 ГПа со сдвигом ($\varphi = 90°$, при $n = 3$, 5 и 8 оборотов) приводит к усилению мартенситного превращения, увеличению доли мартенсита и, как следствие этого, к росту микротвердости. Полностью ОЦК-фаза в исследуемой аустенитной стали обнаруживается лишь при давлении $P = 8$ ГПа и сдвиге $n = 5$ оборотам. В результате такой деформации возникают области разориентированные друг относительно друга, создается неоднородная структура. Пластины мартенсита разбиваются, размеры мартенситных кристаллов колеблются от 50 до 250 нм. Такая интенсивная пластическая деформация приводит к существенному повышению микротвердости (более чем в 2,5 раза, по сравнению с исходным закаленным состоянием).

Применение ИПД сдвигом под давлением к аустенитно-ферритной стали 03Х13Н10К5М2Ю2Т, содержащей до 50% метастабильного аустенита, также приводит к изменению структуры и фазового состава. С увеличением величины приложенного давления от 5 до 8 ГПа увеличивается полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В структуре создается упругое поле напряжений, с высокой плотностью дислокаций. На электронограммах наблюдаются диффузные отражения, в структуре превалирует ОЦК-фаза. Структура характеризуется высокой степенью раздробленности фазовых составляющих и ярко выраженной ориентировкой структуры относительно направления пластической де-

формации. Практически 100% ОЦК- фазы в структуре аустенитно-ферритной стали наблюдалось после давления P = 8 ГПа и n = 8 оборотам.

ИПД сдвигом приводит к существенному повышению микротвердости (HV ≥750 при P = ГПа и n = 8оборотов).

УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ БИОМОРФНОГО УГЛЕРОДА НА ОСНОВЕ ДЕРЕВА СОСНЫ

Кардашев Б. К., Орлова Т. С., Смирнов Б. И., Wilkes T. E.*, Faber K. T.*

Учреждение Российской академии наук Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия;
**Department of Materials and Engineering, Robert R. McCormick School of Engineering and Applied Science, Northwestern University,*
2220 Campus Drive, Evanston, IL60208-3108, USA
smir.bi@mail.ioffe.ru

В интервале температур 100–293 К на воздухе и в вакууме исследованы амплитудные и временные зависимости модуля Юнга и внутреннего трения (поглощения ультразвука) высокопористых биоуглеродных матриц с канальным типом пор, изготовленных из дерева сосны при двух температурах пиролиза (карбонизации) – 1000 и 2400°С. Измерения проведены на образцах, вырезанных вдоль и поперек пустых каналов, расположенных вдоль роста дерева. По данным рентгеноструктурного анализа указанный биоуглерод формируется из аморфного углерода и наночастиц (нанокристаллитов) с размерами от 10-30 Å (1000º) до
30-70 Å (2400º).

Установлено существенное влияние процесса десорбции молекул внешней среды в вакууме и при ультразвуковых колебаниях на действующий модуль упругости E и декремент упругих колебаний δ. На воздухе при первоначальном увеличении амплитуды акустических упругих колебаний (ε) происходит существенное увеличение E и уменьшение декремента δ. Аналогичный эффект наблюдается и при выдержке биоуглерода в вакууме. При воздействии более высоких амплитуд вид кривых E(ε) и δ(ε) существенно изменяется, а именно, с увеличением ε модуль упругости уменьшается, а декремент колебаний растет. Наблюдается еще и небольшой амплитудный гистерезис, характерный для пластичных материалов.

По данным акустических измерений амплитудных зависимостей модуля упругости произведена оценка микропластических свойств изученных образцов. Показано, что повышение температуры карбонизации приводит к заметным изменениям модуля Юнга и внутреннего трения, а также к снижению напряжений микропластического деформирования исследованного биоматериала. При этом образцы, вырезанные поперек волокон исходного дерева, являются существенно менее прочными, чем «продольные» образцы. Проведено также сравнение упругих и микропластических свойств биоматриц, приготовленных из сосны и белого эвкалипта.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 07-03-91353ННФ_а) и Программы Президиума РАН (П-03).

МЕХАНОДИНАМИЧЕСКАЯ ДИФФУЗИЯ АЗОТА В КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Клявин О. В., Николаев В. И., Поздняков О. Ф., Смирнов Б. И., Чернов Ю. М., Шпейзман В. В.

Учреждение Российской академии наук Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,
shpeizm.v@mail.ioffe.ru

Исследование механодинамической диффузии (МДД) молекул азота при деформировании металлических образцов представляет большой интерес, поскольку азот является основной частью воздуха, т.е. наиболее распространенной среды, в которой работают материалы. Помимо этого, существует целый ряд процессов (азотирование, образование нитридов в поверхностных слоях), в которых азот играет основную роль и на которые можно влиять с помощью МДД. В настоящей работе эффект МДД исследовался на образцах меди и армко-железа с различной исходной структурой, деформированных сжатием до разных степеней деформации ε = 12–30% в среде жидкого азота (T = 77 К). Цилиндрические образцы диаметром 4–6 и длиной 8–12 мм деформировались с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} c^{-1}$ на универсальной испытательной машине Instron 1342.

Измерения количества молекул азота и скорости его выделения из деформированных образцов в области температур Т = 300-1000 К проводились при скорости нагревания 100–150 К/мин на масс-спектрометре типа МСХ-6, в вакуумной камере которого происходила ионизация выделившихся из образцов частиц с помощью электронного удара с энергией 75 эВ.

На рисунке в качестве примера приведена зависимость количества МДД азота в железе от величины деформации. Вопреки ожиданиям, оказалось, что количество МДД азота не только не меньше, но в несколько раз превосходит количество гелия, вошедшего в образец при его деформировании в среде жидкого гелия. Было также показано, что при деформировании исследованных металлов количество вошедшего в них азота на несколько порядков превышает количество азота для образцов, которые находились в среде жидкого азота, но не подвергались деформации. Кроме того, весь захваченный азот выходит из последних при нагревании уже при 350 К, в то время как из деформированных образцов основная его часть выходит при температурах выше 700 К. Можно предположить, что низкоэнергетическими ловушками является поверхность образца, и молекулы азота связаны с ней адгезионными силами, а ловушки с более высокой энергией связи находятся в приповерхностном слое.

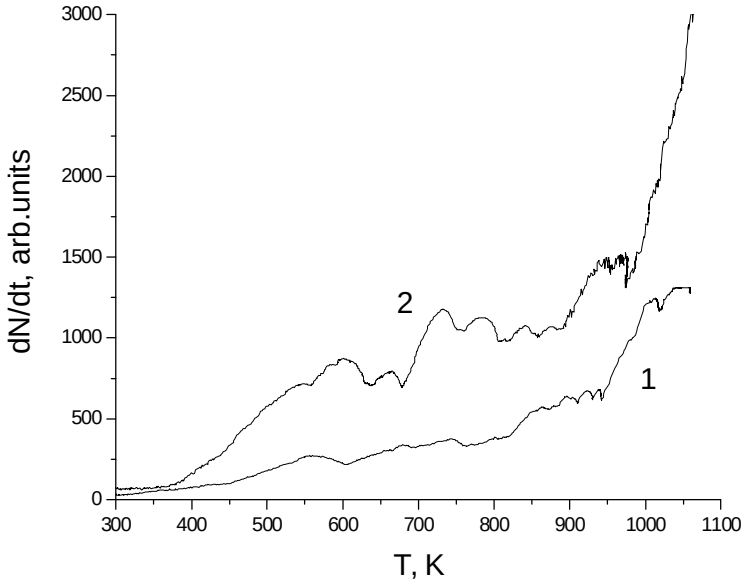


Рис.1. Зависимость скорости выделение молекул азота от температуры для образцов армко-железа, деформированных в среде жидкого азота до деформации 12% (1) и 30% (2).

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТИПА ВТ20 С ПРИМЕНЕНИЕМ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ И АНАЛИЗА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ФАЗ

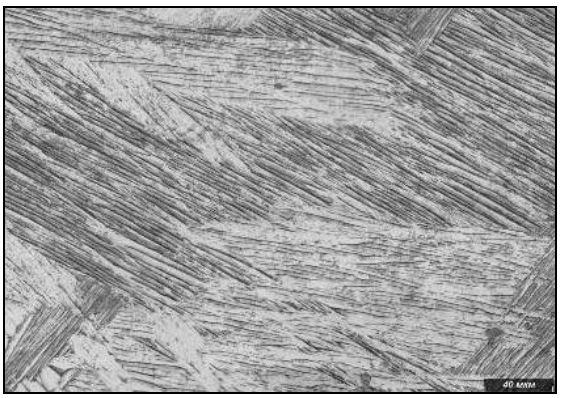
Скотникова М. А., Алексеев В. М.*, Тягунова Е. В.*

Санкт-Петербургский институт машиностроения, Россия, skotnikova@mail.ru
**ОАО «Красный Октябрь», Санкт-Петербург, Россия,* etyagunova@mail.ru

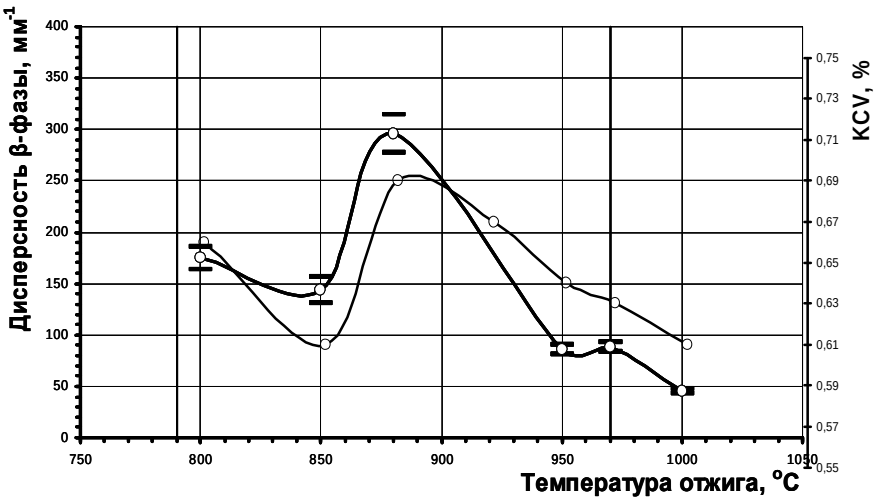
Материалом для исследования служили деформированные заготовки из двухфазных сплавов титана типа ВТ20, полученные в результате деформации в β÷(α+β)-областях и последующего ускоренного охлаждения (исходное состояние). Далее заготовки повторно нагревали в интервале температур 300…1100°С и выдержках от 15 мин. до 500 ч. с охлаждением на воздухе [1].

Как показали проведенные исследования с помощью количественной металлографии, в титановых сплавах формировались неравновесные β(α)- и α(β)- твердые растворы, которые оказались пересыщены α- и β- стабилизирующими элементами, и были склонны к распаду. При последующем нагреве, для своей самоорганизации и перехода к относительному равновесию, происходят структурные и фазовые превращения, сопровождающиеся перераспределением легирующих элементов. С использованием анализатора изображений Thixomet произведено построение панорамных изображений структур, рис.1,а,б.

а



б



в

Установлены закономерности изменения механических свойств, качественной и количественной морфологии структурных параметров α- и β- фаз, содержания в них легирующих элементов в зависимости от температуры отжига, что позволило выбрать оптимальный режим термической обработки рис.1,в. Нагрев в верхней части α-

области в температурном интервале 800-840°С длительностью 5 часов с последующим охлаждением на воздухе, позволил значительно повысить вязко- пластические свойства титановых сплавов при заданном уровне прочности.

1. Скотникова М.А., Паршин А.М. Диаграмма распада и режим термической обработки двухфазных сплавов титана. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1997, № 7, 31-37.

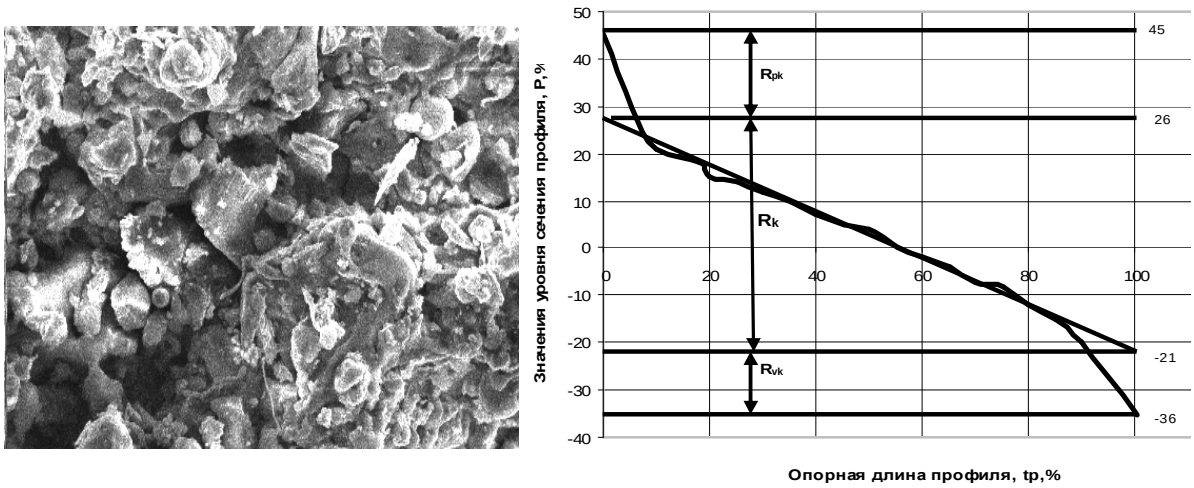
СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОМ ПН85Ю15

Скотникова М. А, Хмелевская В. Б, Фуников С. Л., Соколов А. В, Сорокина С. С.

Санкт-Петербургский институт машиностроения, Россия, skotnikova@mail.ru

Материалом для исследования служили круглые и плоские заготовки из стали 45, с нанесённым плазменным напылением из порошка ПН85Ю15 с химическим составом: 84% Ni, 15% Al, 0.2% Fe, как без ультразвуковой обработки (УЗО), так и с УЗО мощностью 200, 400, 800 Вт.

Анализ покрытий был произведён с помощью электронной микроскопии, рис.1а, рентгеноструктурного анализа, микровизора μVizo®- МЕТ в светлопольном и темнопольном изображениях и профилометра Mar Surf XR 20, рис.1б.



а *б*

Триботехнические параметры покрытия исследовались на машине трения СМЦ-2. Сопряженной парой был чугун. Как показали результаты, послойная ультразвуковая обработка материала покрытия ПН85Ю15 приводила к значительному снижению коэффициента трения (с 0,15 до 0,07) и объёмного износа (с 4,2 до 1,8)·10^{-3}мм^3 поверхности, при сохранении высокой когезионной прочности (16 МПа) и числа циклов до разрушения (400·10^6).

Как показали результаты, рис.1б, покрытие ПН85Ю15 после обработки УЗО мощностью 800 Вт дало наилучшие результаты по уменьшению периода приработки (параметр R_{pk} уменьшился в 2 раза), уменьшению износа и увеличению смазывающей способности (R_k уменьшился, а параметр R_{vk} увеличился в 2 и 1,5 раза, соответственно).

Результаты анализа покрытия после обработки УЗО мощностью 800 Вт, полученные с помощью рентгеноструктурного анализа показали наличие двух фаз в материале

покрытия: твердого раствора на основе никеля и интерметаллида Fe_2Al_5. Дифракционные линии, полученные от никелевой основы, были значительно уширены (особенно на больших углах дифракции). Если принять во внимание, что уширение связано с малостью размера зёрен, то оценка среднего размера зерна дает значения d = 10÷12 нм. Материалы с таким размером зерна относятся к наноматериалам.

Из вышесказанного следует, что в результате предложенного метода послойной ультразвуковой обработки материала покрытия ПН85Ю15, улучшение триботехнических параметров можно объяснить формированием в поверхностном слое оптимального микрорельефа из высокопрочных сверхмелких частиц.

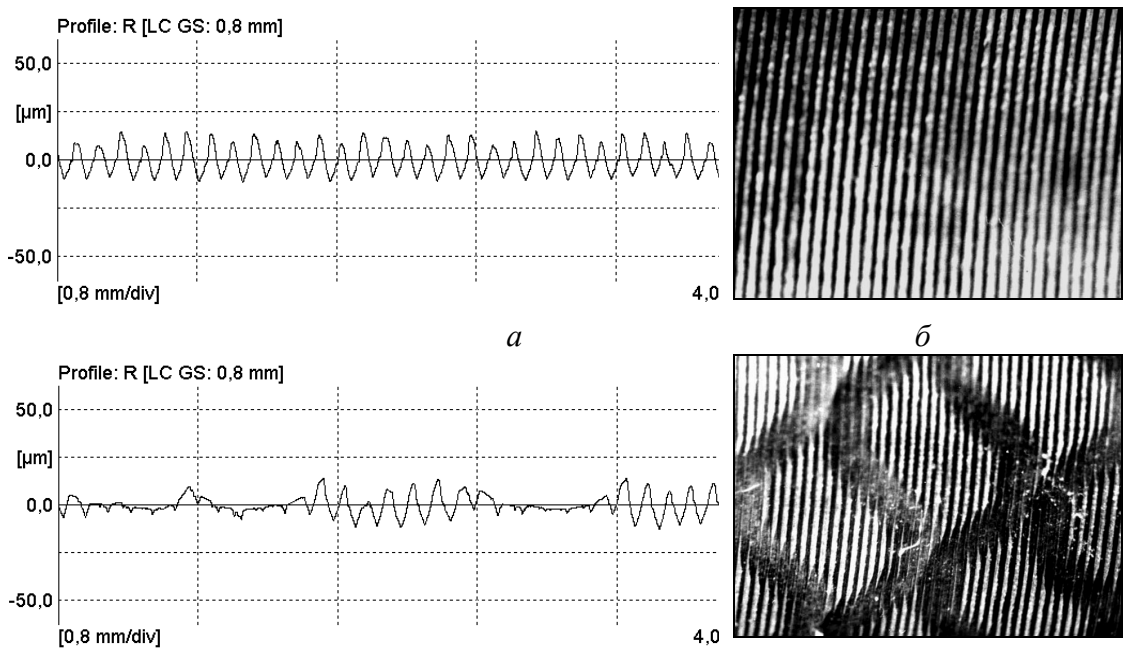
НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА АМЦ ПОСЛЕ НАНЕСЕНИЯ РЕГУЛЯРНОГО МИКРОРЕЛЬЕФА

Скотникова М. А., Цветкова Г. В., Цветков С.В., Тягунова Е.В

Санкт-Петербургский институт машиностроения, Россия,
skotnikova@mail.ru

После лезвийной обработки, повышение износостойких свойств поверхностей деталей машин надежно достигается с помощью окончательной холодной обработки пластическим деформированием за счет нанесения регулярного микрорельефа (рмр), например, способом вибронакатывания [1]. Материалом для исследования служили цилиндрические заготовки из сплава амц диаметром 20 мм как в исходном состоянии (после точения), рис1(а,б), так и после нанесения с помощью нанесения регулярных микрорельефов в виде касающихся синусоид ii типа [1]. Обработки рмр-ii-1, рис1(в,г); рмр-ii-2; рмр-ii-3 отличались величиной амплитуды синусоиды, которая была равна 0,88; 0,65 и 0,10 мм, соответственно.

Анализ покрытий был произведён с помощью электронной микроскопии, микровизора μVizo®- МЕТ, рис.1(б, г) и профилометра Mar Surf XR 20, рис.1(а, в).



а *б*

в *г*

Оказалось, что только после нанесения оптимального рельефа РМР-II-1 на поверхности образца сформировалось бимодальное распределение ординат (Y), то есть, с одинаковой вероятностью возникали новые моды неровностей с ординатой 0,84 мкм и сохранялись исходные, возникшие после точения 2,56 мкм. Поэтому, в образце РМР-II-1 нарастание опорной длины (и фактической опорной площади) оказалось выше по сравнению с другими рельефами. При эксплуатации поверхности детали с рельефом РМР-II-1, по мере истирания выступов с ординатой 2,56 мкм, закономерно подключались выступы с ординатой 0,84 мкм, продолжая снижать контактные напряжения на поверхности.

1. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением. Справочник. СПб, Политехника, 1998, 414с

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ АСТЕРОИДА ПРИ ВХОДЕ В АТМОСФЕРУ ПЛАНЕТЫ

Егорова Л. А., Лохин В. В.

Институт механики МГУ, Москва

Движение космического тела типа астероида в атмосфере планеты можно разбить на 3 стадии: 1) полет в верхних слоях атмосферы, где тело испытывает газодинамические нагрузки, абляцию, действие сил инерции и тепловых потоков, приводящие, в конце концов, к разрушению тела; 2) движение облака фрагментов разрушенного тела, 3) «тепловой взрыв» в низших слоях атмосферы.

В докладе обсуждаются все три стадии. Прежде всего, определяется картина напряженного состояния внутри тела в любой текущий момент времени путем точного решения уравнений Ламе. Найдено аналитическое решение в виде рядов по полиномам Лежандра в случае обтекания упругого шара идеальным газом в квазистатическом приближении с учетом как нормальных, так и касательных напряжений на поверхности шара при гиперзвуковом обтекании. На основе полученного решения можно судить о характере разрушения тела и оценить высоты на которых могло начаться разрушение для известных метеороидов при заданных составе и космических скоростях их движения в атмосфере.

На второй стадии полета существенным оказывается термоупругое разрушение образовавшихся фрагментов. В отличие от крупных фрагментов более мелкие осколки успевают нагреться за короткое время и ускорить процесс разрушения, чему способствует также процесс абляции, т.е. уменьшения размеров осколков. Рассмотрено напряженное состояние в нагревающемся шаре уменьшающегося радиуса. В частности предложен вариационный метод решения задачи Стефана. Также рассматриваются дополнительные напряжения внутри фрагмента за счет их быстрого хаотического вращения.

Наконец, «тепловой взрыв» объясняется быстрым испарением мелких частиц облака фрагментов, имеющего характерный спектр размеров осколков. Оцениваются длины пробегов и времена испарения мелких частиц, что позволяет говорить о взрывоподобной вспышке и исчезновении астероида на заключительной стадии его падения.

Работа выполнена при частичной поддержке программы «Ведущие научные школы» НШ-397.2008.1.

БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ: ОЖИДАЕМОЕ И НЕОЖИДАННОЕ

Хаймович П. А.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина,
pavel.41@bk.ru

Поиски новых методов воздействия на металл с целью получения структуры максимально возможной дисперсности в монолитном металле (т.е. без применения порошковых технологий) заставляют обратиться как к результатам, получаемым в случае деформирования при низких (криогенных) температурах, так и к анализу преимуществ, имеющих место при пластической деформации в условиях всестороннего сжатия. Несмотря на очевидную выгодность осуществления деформирования металлов при наличии одновременно обоих этих факторов, реализовано такое воздействие было лишь три десятилетия назад [1]. Барокриодеформированию (БКД) на настоящий момент подвергнут уже довольно широкий круг металлов и сплавов [2]. Как и ожидалось, имеет место более высокое диспергирование структуры, чем при других известных методах. Выше и достигаемый уровень упрочнения. Новые возможности открывает применение общего случая БКД, аналогом которого в случае обычного гидроэкструдирования является экструзия с противодавлением [3], позволяющего достигать в низкопластичных металлах и сплавах такое улучшение механических характеристик, которое недостижимо при других видах обработки [4].

Исследования свойств металлов, пластически деформированных при криогенных температурах прокаткой, растяжением, волочением и т.п., приводили к выводам, что чем ниже температура деформирования, тем менее устойчива структура металла при последующих нагревах. Это явилось одним из обстоятельств, снизившим интерес к таким обработкам. Иначе обстоит дело при БКД. На разных объектах – сплавах, поликристаллах, монокристаллах – удалось при этом виде деформирования получить повышенную термоустойчивость упрочнения [5,6]. И хотя причины такого повышения различны, но необходимым фактором являлось наличия усилий всестороннего сжатия при низкотемпературном деформировании, что позволяет на сегодняшний день только БКД.

Принято считать, что значительное повышение дисперсности структуры в монолитном металле недостижимо без больших пластических деформаций. Однако в ряде случаев это требование излишне, если применять БКД [7].

Очевидно, что БКД – это весьма эффективное средство воздействия на структуру и свойства металла, и расширение исследований в этом направлении может обещать новые перспективы.

1. Стародубов Я.Д., Хаймович П.А. Проблемы прочности, **10**, 116 (1975).
2. Хаймович П.А. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». 12 - 14 марта 2008 года, Оренбург, т.1, с.33-39.
3. Хаймович П.А. Патент Украины №79726.
4. Khaimovich P.A.Innovative technology opportunities from the STCU. Nanotechnology. P.157.
5. Мац А.В., Хаймович П.А. Физика и техника высоких давлений (в печати).
6. Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., Хаймович П. А. Металлофизика. — 1988. — Т. 10, № 3
7. Хаймович П.А. Известия ВУЗов. Физика. 50, №11, с.13-16, (2007).

ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Черняева Е.В., Хаймович П.А.*, Мерсон Д.Л.**

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
lena@smel.math.spbu.ru
**ННЦ«Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина*
***Тольяттинский государственный университет, Тольятти*

Образцы стали Х18Н10Т в исходном (после гомогенизирующего отжига при 1050°С с последующей закалкой в воду) состоянии и образцы после барокриодеформирования (БКД) [1] при 77 К на 18 и 31% подвергали индентированию твердосплавным коническим индентором с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ). Для каждого образца было сделано по 5 уколов индентором.

Все зарегистрированные сигналы АЭ по методике [2] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности и анализировали «спектральные портреты» (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности по всем сигналам АЭ данной группы), медианную частоту (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности пополам) и энергию сигналов в каждой группе.

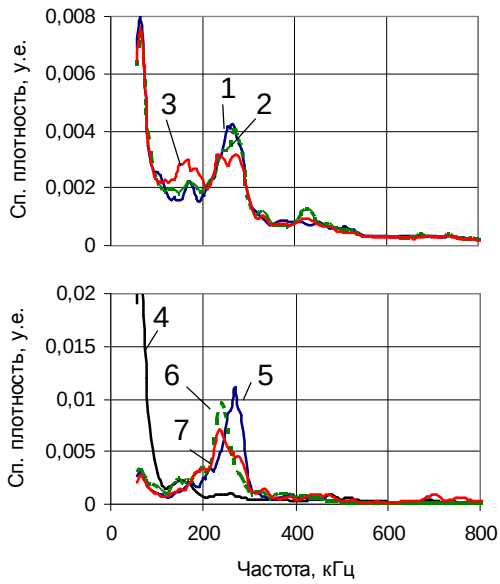


Рис. 1. Основные типы сигналов для образцов в исходном состоянии (1, 4, 5) и после БКД со степенью деформирования 18 (2, 4, 6) и 31% (3, 4, 7).

Для всех образцов было зарегистрировано 3 основных типа сигналов. Наиболее многочисленную группу (65-85% от всех зарегистрированных) составляли низкоэнергетичные сигналы с тремя характерными пиками на кривой спектральной плотности (кривые 1–3 на рис.1). Назовем их типом I. От 7 до 10% составляли низкочастотные сигналы (тип II) с высокой энергией (кривая 4). Еще 5–8% составляли сигналы с одним явно выраженным пиком (тип III, кривые 5–7). БКД приводило к снижению и расширению пиков у сигналов типов I и III, причем увеличение степени деформирования до 31% часто сопровождалось раздвоением пиков у сигналов I-го типа. Кроме того, БКД смещало пики сигналов III в сторону низких частот. Сигналы II были неизменными для всех образцов. Увеличение степени деформации приводило также к увеличению однородности сигналов АЭ: увеличению количества сигналов I (до 85%) и уменьшению разброса медианных частот.

Таким образом, при индентировании стали Х18Н10Т наблюдаются три типа сигналов АЭ. Для выяснения природы их происхождения, а также причин, вызывающих изменение формы спектральной плотности после БКД, требуется проведение дополнительных исследований.

1. П.А.Хаймович, Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». 12 - 14 марта 2008 г, Оренбург, т.1, с.33-39.
2. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. № 7. С. 37-46.

ПОВЫШЕНИЕ РАДИАЦИОННО-ЗАЩИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Мазилов А. В., Гончаров И. Г., Гурин И. В., Мазилова Ю. А., Земенко В. В.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Харьков, 61108, Украина
mazilov@kipt.kharkov.ua

Известно, что при взаимодействии электромагнитного ионизирующего излучения с ультрадисперсными средами возникают скачкообразные отклонения в классической зависимости Бугера [1]. Анализ экспериментальных данных показывает, что ослабление рентгеновского и гамма излучения связано с интенсивным малоугловым когерентным рассеянием квантов на ультрадисперсных частицах для рентгеновского излучения при соизмеримости длины волны излучения с размером частицы и на связанных электронах для гамма-излучения [2]. Когерентное рассеивание излучения приводит к увеличению оптической длины пробега квантов в ультрадисперсной среде и соответственно к увеличению сечения фотоэлектрического поглощения, некогерентного рассеивания по сравнению с «бесконечным» макроскопическим телом.

Нами исследовано ослабление гамма-излучения нанодисперсными углерод-углеродными материалами, содержащими добавки свинца и железа. Для получения таких материалов изготовлены преформы из вискозной углеродной ткани марки Урал-Т22. Введение металлов осуществлялось путем пропитки преформ водными растворами солей свинца и железа различных концентраций и при различных температурах. Затем преформы просушивались и уплотнялись пироуглеродом [3]. Такие методы обеспечивали введение до 25 % масс металла в конечный композит. Добавление свинца и железа в композит не оказывает заметного влияние на его механические свойства по сравнению с чистым углерод-углеродным композиционным материалом. Исследования проводились на 3 образцах, содержащих ~7 % свинца, имевших плотность 1,38-1,47 г/см^3 и трех образцах, содержащих ~5 % железа, имевших плотность 1,34-1,39 г/см^3. В два контрольных образца металл не вводился.

Для исследования радиационно-защитных свойств полученных материалов использованы γ-спектрометр на основе германиевого диффузионно-дрейфового детектора ДГДК-68В и источники гамма-излучения из Am-241 (E_γ = 60 кэВ), Co-57 (E_γ = 122 кэВ и 136 кэВ), Cs-136 (E_γ = 660 кэВ) и Co-60 (E_γ = 1,2 и 1,3 МэВ).

Обнаружено, что при энергиях гамма-излучения 60, 122 и 136 кэВ наблюдается аномально высокие поглощающие свойства образцов, содержащих добавки свинца. Несколько увеличены защитные свойства образцов с добавкой железа при энергии фотонов 60 кэВ. Для гамма-излучения более высоких энергий (0.66, 1,2 и 1,3 МэВ) все образцы становятся практически прозрачными.

Список литературы

1. В.А. Артемьев, С.В. Чукляев, Ю.А. Крикун и др. Прохождение рентгеновского излучения сквозь ультрадисперсные системы. Атомная энергия. Т. 78, вып. 3, 1995, с. 186-191.
2. В.А. Артемьев. Оценка ослабления гамма-излучения наноструктурными материалами. Атомная энергия. Т. 93, вып. 2, 2002, с. 120-128.
3. С.И. Войчишин, А.В. Борзенко, И.Г. Гончаров, А.В. Мазилов, И.В. Гурин. Высокотемпературные радиационно-защитные материалы на основе углерод-углеродных композиционных материалов. Вопросы атомной науки и техники. Серия «Вакуум, чистые материалы, сверзпроводники», № 1 (17), 2008, с. 173-174.

ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ТРУБОПРОВОДОВ НА СУТОРМИНСКОМ МЕСТОРОЖДЕНИИ ТЮМЕНСКОЙ ОБЛАСТИ

Светличнов К. В., Турлачева О. В.

Самарский государственный технический университет, Россия

Суторминское месторождение является одним из крупнейших в Западной Сибири, расположенных в Ямало-Ненецком автономном округе. Разработка месторождения начата в 1982 г. Добываемая на месторождении нефть характеризуется следующими параметрами: обводнённость по разным скважинам от 33 до 49%, плотность нефти 829 кг/м^3 (плотность добываемой жидкости 960 кг/м^3), содержание парафина 2,6-4,2%, попутного газа 45-52 м^3/т. В составе попутной воды присутствуют хлор, калий, кальций, натрий и магний. Основными компонентами попутного газа являются метан, пропан, этан, изобутан, изопентан, а также углекислый газ, азот и сероводород.

Добыча нефти осложняется тем, что на территории округа имеется более 48 тыс. рек, около 300 тысяч озер, множество болот и обильные запасы подземных вод, в том числе, термальных. На месторождении применяется технология возврата попутной воды в нефтеносные пласты через специальные скважины, чем одновременно решаются проблемы повышения отдачи пластов и экологии.

Для поддержания высокого уровня надёжности трубопроводов выкидных линий и магистрального трубопровода необходимо учитывать условия добычи и химический состав добываемой нефти, создающие предпосылки для активного коррозионного поражения металла труб. На Суторминском месторождении используются разные способы снижения коррозионной активности среды и повышения надёжности труб: нефть очищается от абразивных частиц и парафина; отделяются вода и попутный газ (значительная часть газа поступает на газоперерабатывающий завод); применяются ингибиторы; для сооружения выкидных линий, наряду с обычными, применяются трубы с наружной и внутренней заводской изоляцией; попутная вода в нефтеносные пласты возвращается с использованием полиэтиленовых труб.

Вместе с тем, заслуживают внимания и другие способы повышения коррозионной стойкости металлических труб. Так, доказана возможность повышения сопротивляемости металла воздействию коррозионно-активной среды за счёт снижения содержания включений серы и фосфора в результате применения специальных методов металлургии и внепечной обработки стали. В последнее время установлена нежелательность присутствия в металле алюминатов кальция, а также сульфидов и соединений MnS и CaS. При увеличении плотности этих включений с 5 до 20 шт/мм^2 скорость локальной коррозии увеличивалась с 0,5 до 20 мм/год [1]. Поэтому представляется целесообразным проведение на Суторминском месторождении исследований труб, изготовленных из стали, выплавленной по оптимизированной технологии и с применением внепечной обработки.

Список литературы

1. Родионова И.Г., Бакланов О.Н., Зинченко С.Д, О роли неметаллических включений в ускорении локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов.//Тематический сборник научных трудов ОАО "РосНИТИ" в 2 т.- Челябинск: ОАО "РосНИТИ"; Екатеринбург: Изд-во АМБ, 2005. – Т.2 – 240 с.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ СФЕРОПЛАСТИКОВ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНЫХ ПОТОКОВ ИЗЛУЧЕНИЯ

Острик А. В.
Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,
ostrik@ficp.ac.ru

В настоящее время сферопластики рассматриваются в качестве перспективных гетерогенных покрытий для защиты конструкций различного назначения от интенсивных потоков излучений и частиц [1-2]. Эти материалы, с одной стороны, ослабляют воздействующие потоки посредством напыленных на наполнитель тяжелых металлов, а с другой – демпфируют формирующийся в них механический импульс в результате необратимого схлопывания многослойных микросфер.

Основными требованиями, предъявляемыми к защитным покрытиям, наносимым на корпуса конструкций, являются заданный коэффициент ослабления потока и ограничение параметров теплового и механического действий излучений и частиц уровнями, при которых еще сохраняется работоспособность защищаемых конструкций. Следует отметить, что выполнение этих требований, вообще говоря, оказывается затруднительным, например, при обеспечении ослабления потока за счет улучшения поглощающих свойств покрытия одновременно растет и формирующийся в нем механический импульс. Увеличение массы покрытия также нежелательно. В результате возникает оптимизационная задача поиска состава и структуры защитного покрытия минимальной массовой толщины при заданных требованиях (коэффициентах ослабления потока и критических параметрах теплового и механического действий излучений и частиц). Решение сформулированной оптимизационной задачи (и многих других задач, возникающих при рассмотрении проблемы защиты конструкций от излучений и частиц), в свою очередь, требует разработки расчетных методик прогнозирования защитных свойств гетерогенных покрытий со структурой (в частности, сферопластиков).

В работе предлагается научно-методический аппарат такого прогнозирования для случая воздействия излучения с энергией квантов от единиц до сотен кэВ. Расчет распространения излучения и энерговыделения при его поглощении проводится гибридным методом, в котором перенос фотонов моделируется статистическим методом плотностей столкновений в гомогенном многокомпонентном материале с усредненными характеристиками, а перераспределение энергии между компонентами гетерогенного материала вторичными электронами рассчитывается аналитически. При этом используется метод «врезок» [1] и предполагается, что в пределах элементарной ячейки гетерогенного материала поток излучения меняется незначительно, т.е. длина пробега фотонов существенно больше размеров дисперсного наполнителя. Прогнозирование параметров механического действия излучения основывается на решении газодинамической задачи с использованием метода элементарной ячейки [1] для гетерогенных слоев преграды и широкодиапазонных уравнений состояния их компонентов. При расчете параметров теплового действия излучения особое внимание уделяется комплексному характеру процессов, протекающих при многократном облучении конструкции [2].

1. Острик А.В. Термомеханическое действие рентгеновского излучения на многослойные гетерогенные преграды в воздухе.–М.: «Информтехника», 2003.
2. Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А. Численный код для расчета многократного комплексного действия излучений и частиц на многослойный многофункциональный гетерогенный плоский пакет. – Черноголовка: ИПХМ РАН, 2006.

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ФУРМ КИСЛОРОДНОКОНВЕРТЕРНОГО ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ

Гальченко Н. К., Колесникова К. А., Самарцев В. П., Белюк С. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск, Россия, :
Kolesnikova_KsAl@mail.ru

В области упрочнения и восстановления деталей актуальной задачей является создание на их поверхности износостойких покрытий с широким диапазоном свойств, способных надёжно работать в условиях повышенных температур и агрессивных сред.

Одним из наиболее перспективных методов нанесения покрытий, получивших широкое применение, является способ плазменного напыления. Существующая проблема в данной технологии – повышение прочности сцеплении с основным металлом и снижение пористости покрытий – может быть решена внесением дополнительного источника тепла, помимо термического воздействия плазменной струи, что позволяет увеличить степень нагрева наплавленных частиц и сформировать более плотные и прочно сцеплённые с основой покрытия. Особый интерес для получения защитных покрытий представляют порошковые композиции системы Al_2O_3-Me_xN_y (Me_xN_y –нитриды металлов VI-VIII групп) [1]. Экспериментально установлено, что при введении нитридов в плазменную струю происходит их разложение с высокой скоростью, при этом выделяется тепло рекомбинации атомов азота в молекулу и увеличивается теплосодержание двухфазного потока с учётом затрат энергии на их разложение. Таким образом, совмещение высокотемпературного процесса получения плазменных покрытий с целевыми химическими превращениями можно рассматривать как один из методов получения новых металлокерамических материалов покрытия.

В настоящей работе представлены сравнительные результаты исследования структур и свойств покрытий систем Al_2O_3–Cr_2N, Al_2O_3–CrN, Al_2O_3–Mo_2N, полученных по нитридоплазменной технологии.

В результате проведенных исследований выявлены наиболее перспективные композиции покрытий и оптимизированы концентрационные соотношения исходных компонентов. Установлено, что покрытия системы Al_2O_3–CrN наряду с повышенной твердостью (износостойкостью) обладают так же антипригарными свойствами за счет присутствия в структуре оксидов (шпинелей), способствующих замедлению диффузии кислорода, что обусловливает повышение их жаростойкости. Так в структуре покрытия присутствуют шпинели $NiAl_2O_4$, имеющие минимальный параметр решетки и являющиеся наиболее жаростойкими фазами.

Разработанные покрытия были использованы для упрочнения фурм кислородно-конвертерного производства стали. Результаты испытаний, проведенные в условиях ОАО «Западно-Сибирского металлургического комбината» г. Новокузнецка, показали, что стойкость упрочненных фурм возросла в 5–6 раз и составила 390 плавок. Средняя стойкость фурм без защитного покрытия до критического состояния налипания шлако-металлического конгломерата составляла 60–70 плавок.

Список литературы

1. Патент №2200208 «Способ нанесения плазменного покрытия» Самарцев В.П., Белюк С.И., Панин В.Е., Заборовский В.М., Гальченко Н.К. по заявке №2001111192/02. выдан 10 марта 2003г.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМ ПОРОШКОМ ZrO_2

Колесникова К. А., Гальченко Н. К., Белюк С. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск, Россия,
Kolesnikova_KsAl@mail.ru

Металлургическая практика показывает, что на свойства расплава большое влияние оказывает комплексное микролегирование и модифицирование, которые могут нейтрализовать отрицательное действие некоторых вредных примесей и, в целом, изменить структуру и свойства литого материала. Полезное действие модифицирования на структуру и свойства покрытий не ограничивается только степенью измельчения структуры и увеличения ее однородности, но и обусловливает торможение коагуляции вторичных фаз в процессе наплавки за счет образования дополнительных центров кристаллизации [1]. В связи с вышеизложенным, важное значение имеет поиск эффективных элементов-модификаторов, при которых может быть достигнуто наилучшее сочетание структуры и свойств покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой термореагирующих порошков системы Ti–B–Fe.

В соответствии с поставленной задачей в работе исследовали покрытия, для наплавки которых использовали механическую смесь термореагирующих порошков FeB (ФБ-20) и FeTi (ФТи65) в соотношении 1/1, куда вводили не более 1 мас.% ZrO_2.

Исследования показали, что ведение в исходную шихту ультрадисперсного порошка ZrO_2 привело к модифицированию структуры, что проявилось в степени дисперсности ее составляющих, размер которых значительно уменьшился по сравнению со структурой покрытия исходного состава. Поверхностный слой покрытия с 1 мас.% ZrO_2 имеет мелкодисперсную структуру эвтектического типа, состоящую, по крайней мере, из двух эвтектик: Fe_2B–Fe и TiB_2–Fe. Наплавленный слой характеризуется довольно равномерным распределением твердости по толщине покрытия. Для оценки равновесных составов продуктов взаимодействия компонентов наплавляемой смеси с ZrO_2 в работе был проведен термодинамический анализ при давлении 0,1 МПа в интервале температур 1500–2000ºС с помощью программы «АСТРА-4» по методике, описанной в работе [2]. Во всех случаях расчеты были проведены для 1 кг исходной смеси. Поскольку присутствующий в марочном составе ферросплавов, алюминий, общая концентрация которого в шихте составляет 8 мас.%, является сильным восстановителем оксидов, то расчеты показали, что восстановление ZrO_2 идет через стадии образования летучих оксидов алюминия, уходящих из зоны наплавки, с образованием оксидов алюминия в твердой фазе. При взаимодействии ZrO_2 с алюминием происходит дополнительное образование в составе конечного продукта соединения $ZrAl_3$ (0,013 мас.%) которые могут являться центрами кристаллизации формируемого на подложке расплава.

Вывод. Установлено, что модифицирующее действие ZrO_2 в условиях электронно-лучевой наплавки (не более 1 мас.%) проявляется в увеличении степени дисперсности структурных составляющих по всему объему наплавленного слоя и упрочнении твердого раствора металлической матрицы ультрадисперсными первичными оксидными частицами и продуктами их восстановления. Триботехнические испытания выявили повышение на 30-45% абразивной износостойкости наплавленных композиционных покрытий, снижение в 2-3 раза значений коэффициентов трения (с 0,6 до 0,2) и, практически, сведения к нулю износа покрытий при испытании в парах трения.

1. Электроннолучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. Под ред. академика Б.Е. Патона Киев, Наукова думка, 1973. – 341 с.
2. Гордиенко С.П. Термодинамический анализ взаимодействия титана с карбидом бора в режиме СВС // Порошковая металлургия, 1999. - № 3/4. - С. 32-36.

К МЕТОДИКЕ РАСЧЕТА МОМЕНТОВ ПРОФИЛЕЙ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКЦИОННЫХ ЛИНИЙ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТЕКЛО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Красников А. С., Миркин Л. И.

Рязанский государственный университет имени С.А.Есенина, г. Рязань, Россия
a.krasnikov@rsu.edu.ru
Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, Россия
mirkin@imec.msu.ru

Для анализа тонкой внутризеренной структуры в стеклокристаллических материалах необходимо использование профилей двух дифракционных линий, принадлежащих одной кристаллической фазе. Как правило, использование двух линий разного порядка отражения, полученных от одной и той же системы плоскостей со значением модуля упругости E_{hkl} практически невозможно, так как линии второго порядка отражения обычно имеют незначительную интенсивность и не поддаются достаточно точному измерению. Этих недостатков лишен метод четвертых моментов, предложенный авторами в работе [1] и примененный к анализу тонкой кристаллической структуры закаленного мартенсита по единственной рентгеновской дифракционной линии.

Метод моментов становится незаменимым при исследовании тонкой структуры в стеклокристаллических материалах, которые как известно, представляют собой многофазные и многокомпонентные материалы где выбор двух дифракционных линий затруднён из-за наложения дифракционных максимумов, полученных от различных кристаллических фаз [2].

Из сказанного следует, что необходимо дальнейшее развитие и совершенствование.

Одним из трудоёмких мест при использовании указанного метода является расчет моментов по формуле:

$$M_n = \sum_{m=-N_1}^{m=N_2} J(m)m^n \qquad (1)$$

здесь n – порядок момента, m – номер интервала разбиения, суммирование проводится в пределах всего профиля линии до перехода её в линию фона. Однако в случае апробированных материалов, когда профиль рентгеновской интерференционной линии хорошо аппроксимируется симметричной функцией вида:

$$J(x) = j_0 \exp(-\varepsilon x^2) \qquad (2)$$

(Функция Гаусса), где J_o – интенсивность линии в максимуме, J в точке с текущей координатой x, ε – параметр аппроксимирующей функции, моменты могут быть рассчитаны по следующим простым аналитическим выражениям:

$$M_n = \alpha \int_{-\infty}^{\infty} J(x)x^n dx \qquad (3)$$

Также известно, что не всегда профиль рентгеновской интерференционной линии может удовлетворительно описан функцией Гаусса. Существует целый ряд физических причин, которые приводят к образованию асимметричного профиля рентгеновской дифракционной линии:

1) трансформация спектральной линии в интерференционную осуществляется по нелинейному закону Вульфа-Брэгга

$$2d_{hkl}\sin\theta = n\lambda \quad (4)$$

2) асимметрия спектральной линии рентгеновского характеристического излучения;

3) неравновероятность положительных и отрицательных микроискажении кристаллической решетки;

4) дефекты упаковки кристаллической структуры. Указанные факторы могут приводить к значительному коэффициенту асимметрии рентгеновской линии относительно точки $x = 0$, соответствующей максимуму.

Таким образом, реальный дифракционный профиль всегда ассиметричен, используемые обычно функции не могут достаточно точно аппроксимировать экспериментальные профили линий.

В связи с этим можно отметить, что в работе [3] предложена для аппроксимации профилей функция наиболее общего вида:

$$f(x) = \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x), \quad (5)$$

которая является асимметричной и зависит в общем случае от трёх параметров а, у, Е. Варьируя параметры α, γ, ε можно с высокой степенью точности описывать распределение интенсивности дифракционных кривых.

Подставляя (5) в (3) и проводя интегрирование, получим для расчета моментов этой функции следующие выражения:

$$M_0 = \int_0^{=\infty} \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x)x^0 dx = \frac{\alpha}{\varepsilon}, \quad (6)$$

$$M_1 = \int_0^{=\infty} \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x)x^1 dx = \frac{\alpha}{\varepsilon^2}, \quad (7)$$

$$M_2 = \int_0^{=\infty} \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x)x^2 dx = \frac{2\alpha}{\varepsilon^3}, \quad (8)$$

$$M_3 = \int_0^{=\infty} \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x)x^3 dx = \frac{6\alpha}{\varepsilon^4}, \quad (9)$$

$$M_4 = \int_0^{=\infty} \alpha x^{\gamma}\exp(-\varepsilon x)x^4 dx = \frac{24\alpha}{\varepsilon^5}, \quad (10)$$

Таким образом, полученные нами формулы для расчета моментов профилей рентгеновских интерференционных линий в значительной степени могут упростить вычисления при использовании метода четвертых моментов и повысить точность определения параметров тонкой структуры стеклокристаллических материалов.

Список литературы

1. Сновидов В.М., Каган А.С., Ковальский А.Е./ Заводская лаборатория. 1968. Т.39. №9. С.1086-1091.
2. Бережной А.И., Красников А.С./Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1971. Т.7.№1. с.160-163.
3. Давыдов Г.В., Ёрохов Н.А., Беляева Г.Ф./ Заводская лаборатория. 1967. Т.33. №12. С. 120.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА

Красников А. С., Миркин Л. И.

Рязанский государственный университет имени С.А.Есенина, г. Рязань, Россия
a.krasnikov@rsu.edu.ru
Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, Россия
mirkin@imec.msu.ru

В последние годы керамические материалы широко применяются в различных областях электронной промышленности, при их обработке все большее распространение получают лучи лазера [1,2].

При всех напряжениях накачки наблюдали образование характерного аморфного валика и радиальных микротрещин, выходящих на край отверстия, а также микротрещин, заполненных аморфной фазой. На стенках отверстий были видны аморфные образования различной формы.

Результаты, полученные при зондировании одного отверстия рентгеновским излучением с помощью специально разработанной методики, указывают на аморфизацию структуры, что проявляется в образовании на рентгенограмме симметричного аморфного гало (рис. 1).

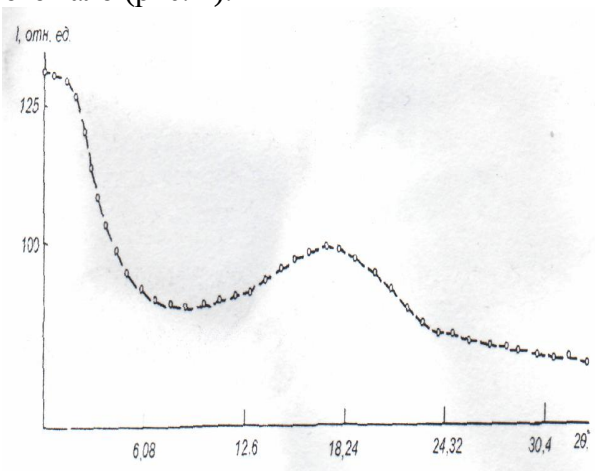


Рис. 1. фотометрическая кривая распределения интенсивности рассеяния рентгеновского излучения в зависимости от угла рассеяния 2θ.

Таблица 1. Микротвердость образцов, подвергшихся лазерному воздействию при различных напряжениях накачки (*Un*) до травления (H_1) и после (H_2).

Un, В	*Н*исх, кГ/мм^2	H_1, кГ/мм^2	H_2, кГ/мм^2
750	20,6	18,7	21,3
550	20,0	17,0	19,9
550	28,5	20,6	24,4
750	22,0	-	16,6
750	21,0	18,7	28,3
800	19,0	18,8	28,3
750	19,6	13,9	24,4
850	22,0	16,5	36,2
650	48,8	15,6	33,3
650	28,5	15,9	28,3
650	21,3	17,7	19,9

Справедливость сделанных выводов также достаточно хорошо подтверждается результатами измерений величины микротвердости образцов в зоне действия луча лазера (см. таблицу 1).

Видно, что микротвердость большинства образцов после травления значительно возросла. Это можно объяснить уменьшением в зоне действия луча лазера содержания аморфной фазы.

Таким образом, прошивка отверстий лазерным излучением с потоком мощности 10^6 Вт/см^2 и длительностью импульса 1,5 мс приводит к появлению радиальных микротрещин в керамическом материале.

При обработке алюмооксидной керамики ВК-100 наблюдалась аморфизация структуры в зоны действия луча лазера, что приводило к снижению величины микро-

твердости материала. Изменение фазового состава в зоне действия луча лазера сопровождалось изменением химической устойчивости керамики.[3]

1. Т.Н. Соколова, Л.А. Сурменко Лазерная обработка материалов, применяемых в электронной технике. Ч.1. Обработка керамики. Электронная техника. 1986. Сер. 7. Вып. 1(11161), с.18-59.
2. Т.Н. Соколова, О.А. Трофимова, Г.А. Сурменко, А.В. Конюшин. Сеточные узлы электровакуумных приборов из пирографита. «Быстрозакаленные материалы». М. МАТИ, 2007, с. 326-331.
3. Н.М. Павлушкин, А.И. Бережной Химическая стойкость корундовых материалов. Тр. МХТИ им. Д.И. Менделеева. 1951. Вып. 18, с. 175-178.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЧЕЛОВЕЧЕСКОГО ДЕНТИНА ПРИ СИНДРОМЕ ШЕГРЕНА

Зайцев Д. В.*, Ахидова Е. А.*, Григорьев С. С., Панфилов П. Е.***

** Уральский государственный университет, Екатеринбург;*
*** Уральская государственная медицинская академия, Екатеринбург.*

Дентин – костная ткань, являющаяся твердой основой зуба. Дентинная матрица пронизана каналами концентрического сечения по которым циркулирует биологически активная жидкость, обеспечивающая обмен веществ. Синдром Шегрена – это системное аутоиммунное заболевание (относящееся к диффузным болезням), одним из симптомов которого является катастрофическое снижение прочности зубов. Считается, что склеротирование дентинных каналов есть основная морфологическая особенность пораженной твердой ткани при этом заболевании. Целью настоящей работы было изучение морфологии поврежденного дентина и его распределения в зубе при синдроме Шегрена. Металлографическое исследование было проведено при помощи световых микроскопов в режимах "на просвет" и "на отражение" при увеличении x10 и x500. Наблюдения при малых увеличениях показали, что пораженный дентин отличается от здорового. В зависимости от ориентировки дентинных каналов патологическая ткань обладает либо «пятнистой структурой», либо отличается от здоровой по цвету. Область пораженного дентина располагалась вдоль корневого канала, и имела форму воронки широким концом, направленным к коронке зуба. Наблюдение при больших увеличениях (в проходящем свете на тонких образцах) подтвердило, что при синдроме Шегрена происходит склеротирование (закрытие) дентинных каналов (см. рис.1).

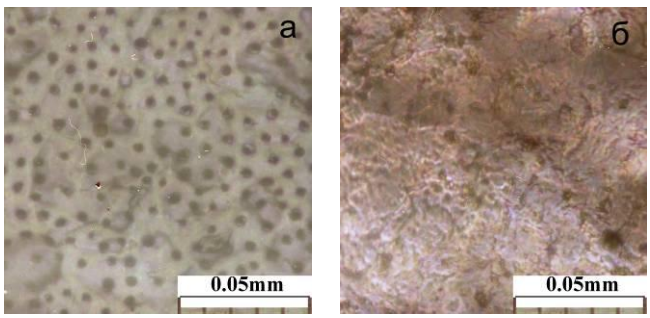


Рис. 1. Структура дентина: *а* – здоровый, *б* – склеротированый

Граница между здоровой и пораженной твердой тканью либо резкая, если каналы ориентированы перпендикулярно поверхности образца, либо диффузная. В диффузной границе наблюдается частичное склеротирование каналов и уменьшение их количества на единице поверхности. Из полученных результатов следует, что в корневой части шегреневого зуба содержится достаточно здоровой ткани, чтобы она стала основой для установки имплантанта.

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТКАНЯХ ЧЕЛОВЕЧЕСКИХ ЗУБОВ

Зайцев Д. В. *, Григорьев С. С. **, Панфилов П. Е. *

** Уральский государственный университет, Екатеринбург;*
*** Уральская государственная медицинская академия, Екатеринбург*

Изучена структура материала перед вершиной трещины в тонких и массивных образцах твердых тканей человеческих зубов (дентин и эмаль). Тонкие образцы изучали при помощи оптического микроскопа в проходящем свете, а толстые - в отраженном. Трещины в эмали и дентине возникали в процессе приготовления образцов. Траектория движения трещины, как в эмали, так и в дентине не была связана с их структурой. Все они обладали клиновидной формой с углом при вершине не менее 10^{o}. В их головах располагались порообразные сателлитные трещины, слияние с которыми приводило к увеличению общей длины трещины. Острых трещин с углом открытия порядка 1^{o} обнаружено не было. Сателлитные трещины возникали в пластической зоне перед вершиной магистральной трещины. Пластическая зона представляла собой тонкую полоску, лежащую на траектории роста трещины, которую можно было наблюдать на тонких образцах в проходящем свете. Необратимая деформация в пластической зоне проявлялась как утонение образца. На основании полученных данных можно заключить, что механизм роста трещины в тонких образцах дентина и эмали подобен механизму роста трещины в тонких фольгах металлов для просвечивающего электронного микроскопа. Различие между ними связано с разницей в механизмах утонения материала в пластической зоне. Известно, что твердые ткани зуба, за счет "армирования" волокнами коллагена, способны испытывать значительную упругую деформацию, а при потере эластичности и разрыве волокон, и некоторую необратимую деформацию. Отсутствие визуальных признаков пластической зоны в массивных образцах связано со слабым контрастом биоматериалов в отраженном свете.

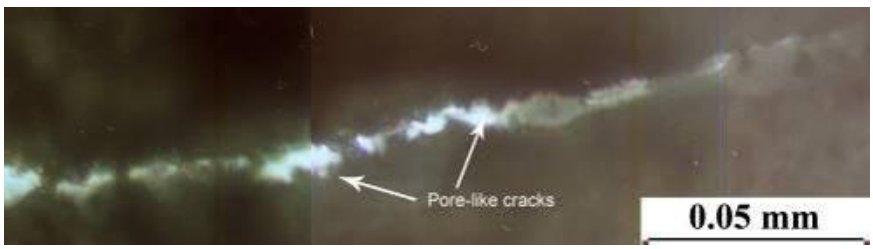


Рис. 1. Вершина трещины в тонком образце, вырезанном из человеческого зуба (эмаль, проходящий свет).

МИКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЕЧЕННОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА Cu–30%Cr ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ЕЕ ПОВЕРХНОСТИ

Коржов В. П.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ, korzhov@issp.ac.ru

Сплавы Cu с 30–50 масс.% хрома получают, в основном, методом порошковой металлургии. Структура таких сплавов представляет собой матрицу из твердого раствора Cr в Cu с расположенными в ней частицами Cr-порошка. Так как медь практически не растворяется в хроме, а хром очень плохо растворим в меди, то такие материалы можно

отнести и к классу композитов. Чтобы не вносить в сплав большого количества кислорода в виде окисной пленки на поверхности частиц Cr, обычно применяют крупнозернистые его порошки дисперсностью от 30 до 150 мкм. Предпочтительна же структура с более однородными по размерам Cr-включениями, равномерно распределенными и прочно сцепленными с матрицей. Таким условиям удовлетворяла литая структура сплавов Cu–Cr. Представленная работа посвящена модификации поверхности спеченной заготовки из сплава Cu–30%Cr расплавлением ее поверхностного слоя под действием луча лазера, в результате чего образовывалась бы литая структура с равномерно распределенными мелкодисперсными выделениями хрома.

Заготовки прессовали из порошковой смеси состава 70%Cu + 30%Cr в диски ∅50 и толщиной ~5 мм и подвергали термообработке в потоке водорода чистотой 99.999% по режиму: 350°C/3 ч + 950°C/5 ч. Частицы Cu-порошка представляли собой дендриты длиной 40-50 мкм, частицы хрома имели форму гранул.

Эксперименты проводили на установке импульсного Nd-лазера. Лазерный луч способен был сканировать поверхность материала по траектории, заданной компьютерной программой. Для дисков траектория сканирования представляла собой спираль, раскручивающуюся от центра к периферии. Варьируемыми параметрами были ток накачки и скорость сканирования.

На рис. 1*а* приведена микроструктура поверхности заготовки, обработанной и необработанной лазером. Необработанная поверхность представляла собой Cu-матрицу с крупными и различными по величине частицами хрома, в то время как поверхность, после обработки лазером характеризовалась литой структурой с равномерно распределенными мелкодисперсными выделениями хрома (рис. 1*б*). На рис. 2*а* можно видеть, что усредненная толщина слоя с литой структурой была немногим меньше 0.1 мм. В поперечном сечении слой характеризовался некоторой полосчатостью, но с одинаковыми по дисперсности выделениями хрома (рис. 2*б*).

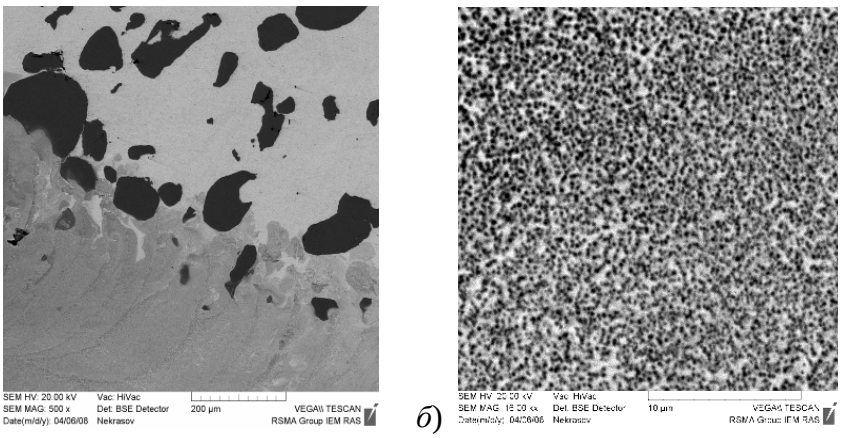


Рис. 1. Структура поверхности заготовки после обработки лазером: ток накачки – 150 А, скорость сканирования – 1000 мкм/с.

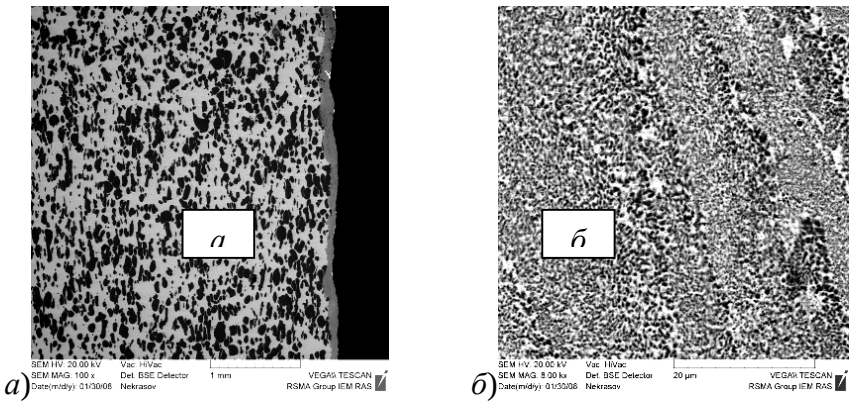


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения заготовки, обработанной лазером. Режимы аналогичные рис. 1.

АНИЗОТРОПИЯ КРИТИЧЕСКОГО ТОКА В НАНОКОМПОЗИТАХ ИЗ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СПЛАВОВ НИОБИЙ–ТИТАН

Коржов В. П., Карпов М. И., Зверев В. Н.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ, korzhov@issp.ac.ru

Сверхпроводящие вихри наиболее эффективно способны закрепляться на межфазных границах сверхпроводник–нормальный металл. С этой точки зрения ленточные проводники, состоящие из чередующихся несверхпроводящих и сверхпроводящих слоев с толщиной нанометрического размера, представляют большой научный и практический интерес. Целью настоящей работы является обсуждение результатов исследований токонесущей способности композитов со слоями из сплавов Nb–31 и 50 масс.%Ti, проводящихся в ИФТТ в течение нескольких последних лет.

Ленты получали прокаткой многослойных пакетов. На 1-м этапе пакет собирался из чередующихся между собой Nb- и NbTi-фольг, на 2-м этапе – из уже многослойных фольг после 1-го этапа, на 3-м – из еще более многослойных фольг после 2-го этапа и фольг из меди как стабилизатора. Причем, Cu-фольги могли закладываться внутрь, чередуясь с многослойными фольгами после 2-го этапа, и снаружи композита, так и быть только снаружи композита. Изменяя на 1-м этапе количество фольг Nb и NbTi-сплава, получали набор из нескольких вариантов лент. Например, одна из серий композитов представляла собой набор из пяти вариантов лент толщиной 0.3 мм, содержащих от 1116 до 13950 слоев из NbTi-сплава с расчетной толщиной $t_{расч.}$ соответственно от 127 до 12 нм и от 1395 до 14880 Nb-слоев с толщиной от 91 до 8 нм соответственно. Ленты с максимальным количеством слоев обычно прокатывали до 0.3, 0.15 и 0.075 мм. Для инициирования выпадения в сплаве α-фазы образцы лент отжигали при 350-400°С в течение 2 ч.

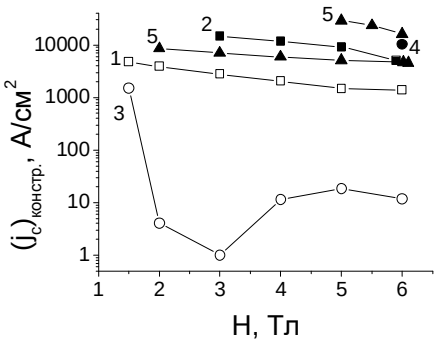


Рис. Зависимости $(j_c)_{констр.}$ от H при ⊥-й (1, 3) и ||-й (2, 4 и 5) ориентации плоскости прокатки и магнитного поля для композита со слоями из сплава Nb-50 масс.%Ti. Общая толщина ленты: 1 и 2 – 0.3 мм; 3, 4 и 5 – 0.15 мм. Отжиг: 360°С/2 ч. Количество (Nb-Ti)-слоев – 14415 шт., Nb-слоев – 15376 шт.

При измерениях критического тока плоскость прокатки композита ориентировали параллельно (||) и перпендикулярно (⊥) направлению магнитного поля H, протекание транспортного тока в обоих случаях было перпендикулярно H. При ||-й ориентации должно иметь место закрепление сверхпроводящих вихрей на плоских межслойных границах, при ⊥-й – отсутствовать. Как пример, на рис. представлены зависимости критической плотности тока $(j_c)_{констр.}$, рассчитанной на все сечения проводника, от H. Видно, что $j_{c||} > j_{c\perp}$. Толщина NbTi-слоя в этой ленте составляла 11.4 и 5.7 нм, если ее толщина равнялась соответственно 0.3 и 0.15 мм. Роль нормального металла исполнял ниобий, который в полях выше 0,1-0,2 Тл становился несверхпроводящим, а центров закрепления вихрей – границы Nb/NbTi, о чем свидетельствовал рост $(j_c)_{констр.}$ и анизотропии (отношения $j_{c||}/j_{c\perp}$), по мере уменьшения $t_{расч.}$. Лучшие значения $(j_c)_{констр.}$ достигались в лентах с толщиной NbTi-слоев <10 нм и равнялись 8×10^4 А/см^2 в магнитном поле 6 Тл. Анизотропия j_c в поле 6 Тл с уменьшением толщины слоев в интервале от 100-130 до ~10 нм возрастала обычно с ~4 до ~25. В отдельных случаях в лентах толщиной 0.15 и 0.075 мм, в которых толщина слоев ниобия и NbTi-сплава становилась равной нескольким нанометрам, отношение $j_{c||}/j_{c\perp}$ превышало 2000.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОРИСТЫЕ ТРУБКИ. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Коржов В. П.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московской обл., РФ, korzhov@issp.ac.ru

Работа посвящена получению и исследованию пористых металлических трубок, в основном, из нержавеющей стали 14Х17Н2. Потребность в трубках подобного рода продиктована созданием твердотельных оксидных топливных элементов аксиальной геометрии. Одним из рассматриваемых вариантов их конструкции является вариант, когда в качестве несущего остова используется газопроницаемая металлическая трубка. Материалом для изготовления трубок служили порошки нержавеющей стали различных фракций. Например, ситовой анализ контрольной порции порошка П14Х17Н2 выявил наличие фракций с размерами от 100 и менее микрон, но наибольшая (~64%) доля порошка приходилась на фракцию с размером частиц меньше 40 мкм. Использовали также порошки фракций 60-100 и 100-160 мкм. Порошок меди – дендриты длиной 40-50 мкм. Способ, разработанный для получения трубок из нержавеющих сталей, затем был опробован для получения трубок из других металлов, в частности, Cu, Ti, Cr и Ni.

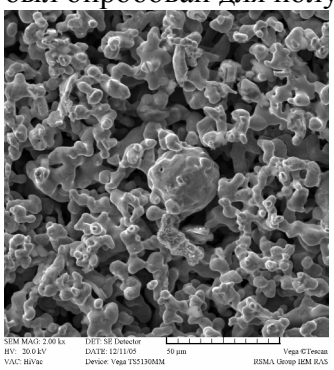


Рис. Микроструктура наружной поверхности трубки из порошка П14Х17Н2, спеченной при 1100°С.

Получение пористых трубок основывалось на классическом методе порошковой металлургии, исключавшем использование каких-либо наполнителей при формировании порошковой заготовки. Основные стадии метода: формирование порошковой заготовки, спекание ее в атмосфере водорода или вакууме и дополнительная термообработка спеченной заготовки в вакууме. Для изготовления порошковой заготовки требовался минимальный набор предметов: кварцевая труба, металлическая труба, заглушка и воронка. Спеканию при 1050-1100°С в токе водорода подвергалась конструкция из кварцевой трубы и насыпного стержня крупнокристаллического порошка оксида алюминия, между которыми располагалась заготовка из металлического порошка. Наружный диаметр порошковой заготовки определялся внутренним диаметром кварцевой трубы, а внутренний диаметр – наружным диаметром металлической трубы, которая перед спеканием удалялась, а ее место занимал насыпной стержень из Al_2O_3. После спекания оксид алюминия высыпался, и спеченная трубчатая заготовка вынималась из кварцевой трубы. Дальнейшая термообработка трубок проводилась в вакууме при температурах 1150°С и выше в засыпке из порошка оксида алюминия. Наружная поверхность трубки из порошка стали (рис.) представлялась достаточно гладкой и равномерно упакованной частицами порошка. Поры разделялись на два вида: мелкие размером менее 5 мкм, находящиеся внутри конгломератов из спекшихся между собой частиц порошка и поры различной формы между конгломератами, размер которых мог достигать 50 и более микрон.

По результатам метода гидростатического взвешивания вычисляли открытую пористость $П_О$ и кажущаяся плотность ρ. Спеченные трубки имели ρ, равную 2,5-3,4 г/см^3, и $П_О$ = 55-65%. После отжига при 1200°С ρ повышалась до 3,6-4,6 г/см^3, а $П_О$ несколько падала – 39-57%. Прочность на изгиб при комнатной температуре после спекания и дополнительной термообработки достигала 130-140 МПа. В разумных пределах размеры трубок не лимитируются. Конкретно для описанных трубок длина – 300-320 мм, внутренний диаметр ~10 мм, наружный диаметр ~12 мм, толщина стенки ~1,0 мм.

Пористые трубки планируется использовать в качестве подложек с разветвленной поверхностью для сверхпроводящих покрытий.

ТЕКСТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ДЛЯ ВТСП КОМПОЗИЦИЙ

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

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

В последние годы в мире развивается новая технология производства высокотемпературных сверхпроводников, заключающаяся в эпитаксиальном нанесении высокотемпературного сверхпроводника $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ через тонкие буферные слои на текстурованную металлическую подложку. Важнейшим свойством металлических субстратов является наличие в них острой кубической текстуры. Первоначально такую текстуру получали в чистом никеле. Для производства длинных лент ВТСП необходимо создать в подложке более высокий уровень прочности. Повышение прочности достигается легированием никеля, но при этом уменьшается энергия дефектов упаковки сплава, что ведет к изменению текстуры деформации ленты и не дает возможности образовываться кубической текстуре после рекристаллизации. В предыдущих работах нами определены закономерности формирования текстуры в двойных сплавах на основе никеля и определены границы легирования для образования кубической текстуры. Другой задачей в создании лент-подложек является обеспечение их немагнитной природы для повышения значений критического тока в ленточном ВТСП.

Настоящая работа посвящена разработке составов тройных сплавов на основе никеля, позволяющих, наряду с повышением прочностных свойств, получить сплавы, немагнитные при рабочей температуре сверхпроводника. Изучены текстуры деформации и первичной рекристаллизации в лентах тройных сплавов на основе никеля с W и Cr в зависимости от содержания легирующих элементов. С использованием математических методов анализа текстуры установлена количественная взаимосвязь между типом текстуры готовой ленты и компонентным составом текстуры деформации. Найдены пределы легирования (см. рис.1), позволяющие получать немагнитную ленту из тройных сплавов никеля с острой кубической текстурой {100}<001>, пригодную для использования в качестве подложек для ВТСП, и улучшенными прочностными свойствами, в несколько раз превышающими свойства чистого никеля.

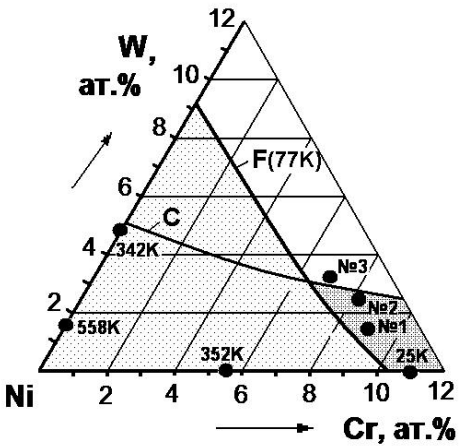


Рис. 1. Концентрационный треугольник системы Ni–Cr–W. Линия **F** разделяет области ферромагнитных и неферромагнитных при 77 К сплавов. Область ниже линии **C** соответствует сплавам, в которых после прокатки и отжига получается острая кубическая текстура.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ДВУМЕРНОМ КРИСТАЛЛЕ ПРИ ЗАДАННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРЕ

Баимова Ю. А., Дмитриев С. В., Назаров А. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия,
julia.a.baimova@gmail.com

Границы зерен (ГЗ) играют большую роль в формировании механических свойств металлов, в особенности, в ультрамелкозернистом и наноструктурных состояниях. Именно поэтому исследованию структуры ГЗ, диффузии и самодиффузии по ГЗ, стыков ГЗ уделяется большое внимание (см. например, обзор [1]). В задачах получения объемных наноструктурных материалов деформационными методами особое значение приобретают исследования динамики ГЗ в условиях активной пластической деформации. Динамическому поведению ГЗ в деформируемом материале посвящено значительно меньшее число работ, что связано с большими трудностями как при постановке соответствующих экспериментальных исследований, так и при проведении численного моделирования.

В настоящей работе проводится молекулярно-динамическое моделирование динамики ГЗ в двумерном кристалле, находящемся в условиях активного нагружения. Двумерная модель не отражает в полной мере эволюцию дефектных структур, происходящую в трехмерном кристалле, но она позволяет изучать многие физические явления, протекающие в реальных кристаллах, на качественном уровне. Понижение размерности задачи позволило нам исследовать кристаллит, содержащий 36 зерен размером 20-25нм каждое. На данный расчетный блок накладывались периодические граничные условия и задавались определенные температура и гидростатическое давление. Исходная структура формировалась введением случайных разориентировок зерен, после чего проводилась достаточно длительная термолизация, то есть выдерживание кристаллита при постоянной температуре до формирования равновесной конфигурации ГЗ. Равновесное состояние считалось достигнутым, когда макроскопические параметры (объем, температура и давление) переставали изменяться со временем. Полученная равновесная конфигурация подвергалась затем действию внешнего напряжения с заданным гидростатическим давлением, максимальным касательным напряжением и углом, задающим ориентацию главных осей напряжений. ГЗ и др. типы дефектов визуализировались путем определения атомов с нарушенным координационным числом.

Нами построены зависимости деформации кристаллита от времени в режиме ползучести для различных температур, давлений и видов напряженного состояния. На этих кривых хорошо заметна стадия где наблюдается увеличение скорости деформации за счет перестройки сетки ГЗ. По окончанию этой стадии возникает структура с границами зерен, ориентированными преимущественно вдоль направлений действия максимального касательного напряжения. Кристаллит в новом структурном состоянии деформируется с постоянной скоростью, что может быть нарушено путем изменения напряженного состояния так, что меняются линии действия максимального касательного напряжения.

Список литературы

1. D. Wolf, V. Yamakov, S.R. Phillpot, A. Mukherjee, H. Gleiter. Acta Materialia 53 (2005) 1-40.

THE INTENSIFICATION OF GLIDING IN BISMUTH CRYSTALS DURING INDENTATION IN CASE OF INFLUENCE OF CONSTANT MAGNETIC FIELD

Pinchuk A., Polatoglou H.

Brest State technical University, Brest, Belarus,
aipinchuk@bstu.by
Aristotle University, Thessaloniki, Greece,
hariton@physics.auth.gr

It is known that a dislocation rosette on the (111) cleavage plane of a bismuth crystal consists of etching pits forming two equilateral triangles [1]. The vertices of one of these triangles lie on the $\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$ axes, and the vertices of the other one lie on the $\langle 11\bar{2} \rangle$ axes. The first triangle consists of dislocation rows lying in the $\{11\bar{1}\}$ planes making an obtuse angle with the direction of the applied force. The other triangle consists of dislocation rows lying in the $\{1\,1\,\bar{1}\}$ planes making an acute angle with the direction of the applied force. At room temperature, only the first type of triangles forms around indents in the absence of magnetic field (MF), because twins prevent the formation of dislocation rows of the second type. Our previous experimental data suggest that the MF causes all slip systems to operate in bismuth crystals [2].

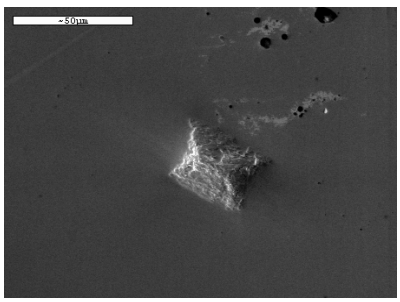


Fig.1. The shape of indent when MF induction is B = 0.1 T. The load on the diamond indentor is 0.15 N.

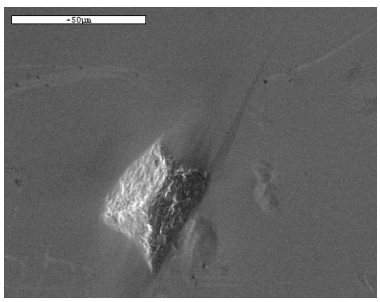


Fig.2. MF induction is B = 0.2 T. The load on the diamond indentor is 0.15 N.

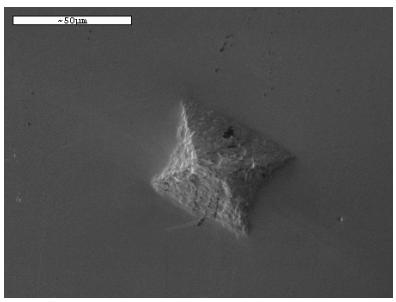


Fig.3. MF induction is B = 0.2 T. The load on the diamond indentor is 0.21 N.

From examination Fig. 1 and 2 one may see that sides of the diamond indentor imprints are straight is case MF induction is below its threshold (B = 0.2 T). When MF achieves its threshold level the sides of the indents becomes bent in their shape. The more MF induction, the more profound effect we have. The concave shape of the indent means that material moves down into the sample bulk. The convex shape means that material moves (as result of plastic deformation) towards the sample's surface. It can be seen on the SEM pictures with ultrafine resolution.

From comparison Fig. 2 and 3 we see that the indents' shapes are lesser bent in case of bigger load and the traces of material's motion inside and outside the sample's bulk are lesser visible. This may serve as one more experimental argument for the MPE surface character.

1. [1] D. Z. Grabko, Yu. S. Boyarskaya, and N. P. Dyntu, *Mechanical Properties of Bismuth-Type Semimetals* (Shtiintsa, Chisinau, 1982) [in Russian].
2. [1] A. I. Pinchuk and S. D. ShavreÏ Threshold Character of the Magnetoplastic Effect in Twinning of Bismuth Crystals // Physics of the Solid State, Vol. 46, No. 9, 2004, pp. 1655–1657.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ТИПА ВИСМУТА В УСЛОВИЯХ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Пинчук А.И., Шаврей С.Д.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь,
aipinchuk@bstu.by
Мозырский государственный педагогический университет, Мозырь, Беларусь

Проводилось микроиндентирование на свежесколотой плоскости спайности (111) монокристаллов сурьмы. Вектор постоянного однородного магнитного поля (МП) был параллелен плоскости (111). Время выдержки образцов сурьмы в МП составляло t =20s. Образцы висмута выдерживались в МП не менее 2 min, что объяснялось боле четким проявлением в них эффекта последействия при таких временах экспозиции в поле. Далее образцы подвергались воздействию сосредоточенной нагрузки создаваемой стандартной алмазной пирамидкой в течении t = 20s. Обнаружено, что в образцах сурьмы и висмута имеет место эффект последействия МП – картина микропластической деформации после воздействия МП существенно изменяется. Закономерности эффекта последействия в кристаллах типа висмута имеют качественные различия. Если в кристаллах сурьмы после воздействия МП уменьшается средняя длина двойников, но заметно возрастает их число, то в кристаллах висмута эффект последействия проявляется в увеличении средней длины двойников. При этом их число в висмуте остается практически неизменно.

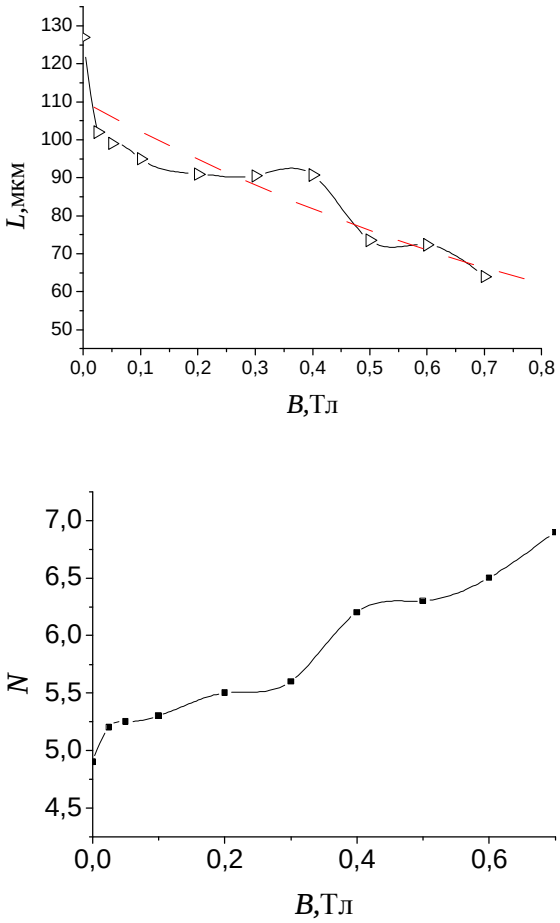


Рис. 1. Зависимость средней длины клиновидных двойников L и их числа N в кристаллах сурьмы. P = 35g

Эффект последействия в кристаллах сурьмы сохраняется в течение 15 min. В кристаллах же висмута эффект сохраняется в течение нескольких десятков минут (см. таблицу). (Без воздействия МП средняя длина равняется 91 μm).

Интервал времени между окончанием воздействия МП (B = 0.2 T) и микроиндентированием при нагрузке P = 14g	0 min	15 min	30 min	24h
Длина клиновидных двойников, μm	111	107	101	92

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПРИВОДА ШТАНГОВОГО ГЛУБИННОГО НАСОСА С ПОМОЩЬЮ ИЗНОСОСТОЙКИХ СМАЗОК

Лашманов А. М., Кичаев Е. К., Лашманова Е. В.

Самарский Государственный Технический Университет, г. Самара, Россия,
lashmanov2@mail.ru

Правительство Российской Федерации приняло решение по развитию внутреннего валового продукта и увеличению темпов разработки энергетических ресурсов. Согласно статистике до 70% всех добывающих скважин эксплуатируются станками-качалками. К примеру, на территории Самарской области используются порядка 10 тысяч таких машин. Одним из основных станков-качалок (СК), обеспечивающим подъем нефти, является привод штангового глубинного насоса (ПШНГ). СК имеют значительные габариты и массу, требуют массивный фундамент (опору), что особенно актуально для добычи высоковязких нефтей со значительным содержанием сероводорода. В РФ в настоящее время выпускают порядка 30 типоразмеров СК, производимых в последние годы. На рынок России активно внедряются также СК фирмы «LUFKIN» и др. Анализ технических средств, применяемый для добычи высоковязких нефтей, показывает, что преимущественное распространение имеют установки скважинных штанговых насосов с применением специальных технических решений для обеспечения надежности работы колонны штанг и насоса в вязкой среде. В связи с ростом количества вводимых в разработку трудноизвлекаемых запасов перед нефтедобывающими компаниями, эксплуатирующими месторождения на поздней стадии разработки, остро стоит вопрос выбора оборудования для эксплуатации скважин, которое бы обеспечивало добычу нефти в осложненных условиях при наименьших затратах. С точки зрения техники и технологии добычи нефти теоретический к.п.д. у ПШНГ выше, чем у центробежных насосов (ЦН), что при правильном подборе оборудования должно обеспечивать экономию электроэнергии. Логичным и естественным решением проблемы представляется увеличение длины насоса. При этом возрастает срок его службы, при неизменной скорости откачки уменьшается вероятная частота обрывов штанг и увеличивается коэффициент подачи. Однако, практическая реализация длинноходовых режимов откачки при помощи станков-качалок затруднена из-за резкого роста габаритов, металлоемкости и цены станка-качалки при увеличении длины его хода. Эти недостатки присущи кинематической схеме преобразующего механизма станков-качалок и не могут быть устранены совершенствованием конструкции.

Авторы приводили экспертизу промышленной безопасности СК, эксплуатирующихся в Самарской области РФ в ее северных районах, обладающих худшими климатическими условиями. Метод расчета на износ деталей машин основан на экспериментально-теоретическом подходе в разработке которого учитывались следующие особенности: существенная зависимость интенсивности процесса изнашивания от физико-химического влияния окружающей среды, смазочного материала, кинематики контакта (скольжение, качение, качение со скольжением) и изменением макро- и микрогеометрии трущихся тел в процессе их изнашивания. По результатам исследования построены номограммы, определяющие оптимальные положения балансира при известных устьевых нагрузках. Определены собственные частоты колебаний выходных валов редукторов Ц2НШ, РН-2300, редуктора СК «Вулкан» и крутильных колебаний всей системы. Более эффективна замена смазок Литол-22, Лита на фтороуглеродосодержащие смазки.

СПЕЦИФИКА ИССЛЕДОВАНИЯ РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ СУБСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ С ГРАДИЕНТОМ СВОЙСТВ ПО ГЛУБИНЕ

Лашманов А. М., Лашманова А. А.

Самарский Государственный Технический Университет, г. Самара, Россия,
lashmanov2@mail.ru

Рентгеноструктурный анализ является одним из основных методов изучения структурных несовершенств, законов их распределений и широко применяется непосредственно для технологического контроля поверхностных слоев материалов после различных способов упрочнения поверхностей механизмов, деталей машин и минералов.

Микродеформации решетки и области когерентного рассеяния (блоки мозаики) приводят к расширению углового интервала отражения рентгеновских лучей. Анализ уширения интерференционных линий позволяет получить данные о структуре деформированной поверхности поликристалла.

Необходимо учитывать, что на ширину интерференционных линий, зафиксированных на рентгенограмме, кроме физических факторов, обусловленных особенностями структуры образца, влияют также немонохроматичность излучения и инструментальные факторы.

Поэтому из общей ширины получаемой рентгеновской линии необходимо исключить долю, обусловленную этими экспериментальными факторами, а именно выделить истинную физическую ширину линии. По смещению максимума или, более конкретно, центра тяжести профиля интерференционной линии, если известны упругие постоянные, могут быть определены остаточные поверхностные напряжения в материалах.

Используя различные излучения, которые определяют длину зондирующей волны, и изменяя геометрию съемки, можно определять вышеуказанные характеристики послойно, оценивать величины градиентов микродеформаций, блоков мозаики, остаточных напряжений.

В поверхностных слоях образуется значительный градиент характеристик кристаллической структуры. При зондировании рентгеновскими лучами глубины проникновения у линий с различными индексами Миллера значительно отличаются друг от друга. Изменяя угол падения первичного луча к исследуемой поверхности, можно изучать структуру поверхности послойно.

Эффективную толщину слоя, участвующего в отражении, определяли для 95%-ной интенсивности рассеянных лучей.

Для исследования поверхностных слоев материалов, имеющих градиент параметров кристаллической структуры (плотности дислокиций, микроискажений, микронапряжений и т.д.) по глубине, методами рентгеноструктурного анализа необходимо производить съемки с нарушением фокусировки по Брэггу-Брентано, а именно применять наклонные съемки, чтобы дифракционные линии с различными индексами Миллера фиксировались от одной и той же толщины эффективно отражающего слоя.

Следовательно, изменяя геометрию съемки, производя наклонные съемки, можно фиксировать дифракционные линии с различными индексами с одной и той же глубины.

МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МОНТАЖНЫХ СТЫКОВ ВЕРТИКАЛЬНЫХ СТАЛЬНЫХ РЕЗЕРВУАРОВ

Лашманов А. М., Кривченко А. Л., Штеренберг А. М., Лашманова А. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
lashmanov2@mail.ru

При строительстве резервуаров объёмом более 20 000 кубических метров необходимо учитывать большую нагрузку на нижние пояса и на уторный шов. Наибольшая концентрация напряжений приходится на сварной шов, металл которого характеризуется более низкими прочностными и пластичными свойствами, чем металл основного шва. Нижний пояс резервуара, помимо действия статической нагрузки от веса кровли и веса стенки, подвергается действию переменного малоциклового нагружения в результате налива и опорожнения резервуара (около 200 циклов в год), действующего в условиях агрессивной коррозионной среды [1].

В случае монтажа резервуара по технологии рулонного метода основные элементы конструкции сворачиваются в рулоны и поставляются на место монтажа, что обеспечивает существенное сокращение сроков строительства и снижение затрат на монтаж. При изготовлении рулонных заготовок имеют место дефекты как самих сварных соединений (газовые поры, шлаковые включения, непровары, подрезы, микротрещины), так и дефекты геометрии сварных соединений (угловатость монтажных швов, смещение стыкуемых кромок) [2]. Но основным негативным фактором является пребывание металла в рулонированном состоянии. Накопление деформаций сопровождается охрупчиванием металла, а пластическое деформирование стенки резервуара в процессе разворачивания и монтажа особенно неблагоприятно сказывается на пластичности и вязкости металла.

Для повышения ударной вязкости металла сварного шва и зоны термического влияния предлагается внедрение мелкодисперсных частиц легирующих элементов методом сверхглубокого проникновения в основную матрицу металла с помощью энергии взрыва [3].

В качестве внедряемого элемента возможно использование порошка одного или нескольких легирующих металлов, в зависимости от свойств, которые необходимо придать металлу сварного шва.

Приближение свойств металла сварного шва к свойствам основного металла, а также увеличение вязкостных свойств основного металла и металла сварного соединения значительно уменьшит риск возникновения и развития трещин в вертикальных монтажных швах стенки.

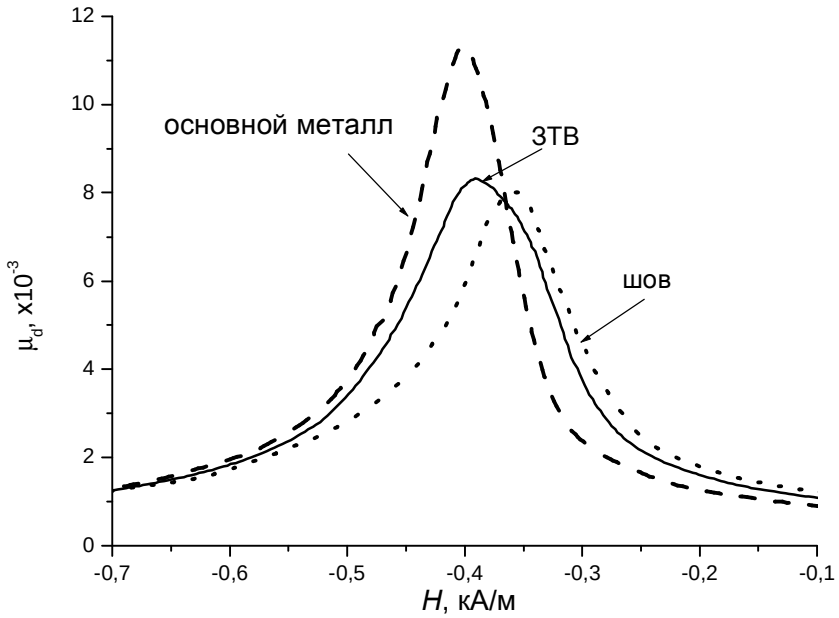
1. РД-16.01-60.30.00-КТН-026-1-04. Нормы проектирования стальных вертикальных резервуаров для хранения нефти объемом 1 000 – 50 000 куб.м. М., 2004. - 71 с.
2. ПБ 03-381-00. Правила устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов. М., 2000. – 90 с.
3. L. Krivchenko, E. V. Petrov, R. G. Kirsanov. Ultra deep penetration of particles upon their collision with an obstacle/ Shock - Assisted Synthesis and Modification of Materials (the materials of the 7th International Symposium on Application of Explosion to Preparation of New Materials held in Moscow, September 11-14, 2006). - Moscow: TORUS PRESS Ltd., 2006. - P.176.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИЗМЕРЕНИЯ ИХ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Митропольская С. Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
mitr@imach.uran.ru

В докладе обсуждается применение магнитного метода неразрушающего контроля для оценки напряженного состояния в сварных соединениях из конструкционных сталей повышенной прочности в условиях одноосного растяжения. Предлагаемый подход основан на том, что в магнитном отношении сварное соединение можно представить как двухслойный композит, один из слоев которого магнитотвердый, а другой – магнитомягкий. Для контроля элементов конструкций, имеющих в своем составе слои с различными физическими свойствами, высоко информативной считается полевая зависимость дифференциальной магнитной проницаемости m_d от величины перемагничивающего поля H (см. рис.). Современные магнитоизмерительные системы и накладные датчики позволяют измерять магнитные параметры локально, непосредственно в области сварного шва или в зоне термического влияния.



Экспериментальное исследование эволюции магнитных характеристик основного металла и шва сварных соединений из сталей 15ХСНД, 09Г2С и трубной стали класса прочности Х70 в условиях силового нагружения показало применимость магнитного метода а) для оценки упругих растягивающих напряжений в интервале $0<s<0{,}5s_T$; б) для диагностики перегрузки конструкции с переходом в пластическую область нагружения. Показано, что сближение пиков дифференциальной магнитной проницаемости основного металла и шва указывает на близость сварного соединения к исчерпанию ресурса и потому может считаться магнитным «предвестником» разрушения.

Автор выражает благодарность проф. Ю.Н. Сараеву (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск) за предоставленные образцы сварных соединений из стали 15ХСНД.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 08-08-90030_Бел_а).

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТРУБНОЙ СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ Х70

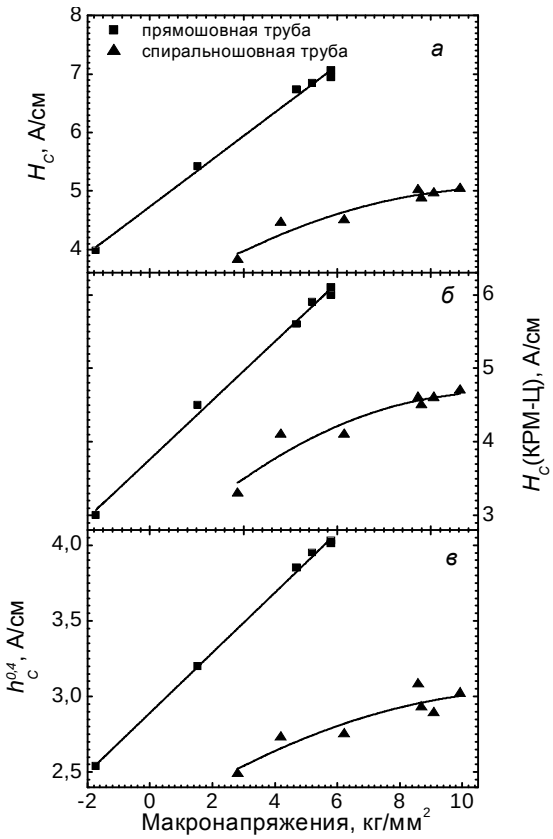
Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Митропольская С. Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
mitr@imach.uran.ru

Внутренние напряжения, возникающие в стальных трубах при производстве, монтаже и эксплуатации, могут приводить к потере прочности и потому должны быть проконтролированы. В работе показана применимость методов магнитной структуроскопии для оценки внутренних напряжений в спиральношовных (SW) и прямошовных (LW) сварных трубах для магистральных газопроводов из стали класса Х70, полученной методом контролируемой прокатки.

Внутренние напряжения и размер областей когерентного рассеяния (ОКР) варьировали путем отжига образцов, вырезанных поперек оси трубы, и определяли методами рентгеноструктурного анализа с использованием K_α-излучения хрома по линии (211) *а*-фазы. Для определения макронапряжений использовали метод «$\sin^2\psi$», а микроискажений кристаллической решетки и размера ОКР - метод моментов [1]. Магнитные параметры измеряли в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеаметра и с помощью магнитного структуроскопа КРМ-Ц с приставным датчиком-электромагнитом.

Установлено, что исходный уровень макронапряжений в SW трубе выше, чем в LW трубе (9,5 и 6,0 кг/мм^2 соответственно), что обусловлено особенностями технологического процесса. При этом исходные значения коэрцитивной силы H_C в LW трубе выше, чем в SW трубе (7,5 и 5,0 А/см, соответственно), что объясняется, в том числе, повышенным содержанием углерода в плавочном химическом составе металла прямошовной трубы (0,098 против 0,060 масс. %).



С увеличением температуры изотермической выдержки образцов от 200 до 700°С отмечено существенное снижение макронапряжений, уменьшение микроискажений кристаллической решетки и некоторое увеличение размера областей когерентного рассеяния. При этом примерно в два раза уменьшаются величины коэрцитивной силы, измеренные в замкнутой магнитной цепи по предельной (H_C) и частной ($h_C^{0,4}$) петлям гистерезиса и с помощью приставного датчика $H_{C(КРМ-Ц)}$ (см. рис.). Остаточная индукция и максимальная магнитная проницаемость увеличиваются с уменьшением внутренних напряжений. Однозначность зависимостей магнитных характеристик трубной стали контролируемой прокатки от внутренних напряжений дает принципиальную возможность использования их для оценки напряженного состояния изделий из таких материалов.

1. Русаков А.А. Рентгенография металлов. — М.: Атомиздат, 1977, 480 с.

СИНТЕЗ И ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ СОЕДИНЕНИЯ ТИПА $LnSnTe_2$ И $LnPbTe_2$ (Ln = Sm, Eu, Yb)

Алиев О. М., Бахшалиева Э. А., Рагимова В. М., Агапашаева С. М.

Институт химических проблем им. М. Ф. Нагиева Национальной АН Азербайджана, Баку, Азербайджан,
itpcht@itpcht.ab.az

Соединения типа $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$ (Ln = Sm, Eu, Yb) были обнаружены при изучении тройной системы Ln–Sn(Pb)–Te. Установлено, что $SmSnTe_2$ и $SmPbTe_2$ плавятся с разложением при 1245 и 1030 К, соответственно, а соединения $EuSnTe_2$, $EuPbTe_2$, $YbSnTe_2$ и $YbPbTe_2$ плавятся конгруэнтно.

Для синтеза $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$ был использован однотемпературный вертикальный метод. Для этого шихты, состоящие из элементарных компонентов загружали в кварцевые контейнеры длиной 18–20 см, диаметром 1,0–1,2 см, эвакуировали до $1{,}0\cdot10^{-3}$ мм рт.ст. и ставили в электрическую печь. Сначала температуру в печи поднимали до 800–900 К (температура взаимодействия РЗЭ и олова или свинца с теллуром), выдерживали при этом 2 часа, после чего температуру поднимали до 1100 К. После двухчасовой выдержки при этом режиме ампулы с электрической печью постепенно со скоростью 10 град/час охлаждали до 800 К, и при этой температуре проводили гомогенизирующий отжиг в течение недели. В результате получали однородные слитки с металлическим блеском (сплавы с большим содержанием теллуридов Sm, Eu и Yb получались в виде спека серо-черного цвета.

Монокристаллы $SmSn(Pb)Te_2$, $EuSn(Pb)Te_2$ и $YbSn(Pb)Te_2$ выращивали методом химических транспортных реакций. В качестве носителя использовали йод (4-5 мг/см^3). Температура в горячей зоне T_1 = 790–860 К, а в холодной зоне T_2 = 720÷785 К.

Учитывая влияние на рост монокристаллов таких факторов, как число активных центров зарождения, температура кристаллизации и пересыщения, разработана методика выращивания монокристаллов $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$.

Печь с ампулой с нулевым градиентом между зонами разогревалась до температуры кристаллизации (T_2). При таком безградиентном нагревании печи до температуры кристаллизации система находилась в динамическом равновесии, и перенос отсутствовал. Затем температура зоны реакции медленно (за 2–3 ч) поднималась на $25–40^0$ выше температуры кристаллизации. Из-за температурной зависимости lg K_p транспортной реакции происходит перенос $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$ из зоны T_2 в зону T_1.

Рентгенографическое исследование показало, что соединения $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$ изоструктурны и кристаллизуются в ромбической сингонии: $SmSnTe_2$ – a = 4,92; b = 9,70; c = 11,28Å; $YbSnTe_2$ – a = 4,72; b = 9,50; c = 11,16Å; $SmPbTe_2$ – a = 5,06; b = 9,94; c = 11,62Å; $EuPbTe_2$ – a = 4,88; b = 9,80; c = 11,44Å; $YbPbTe_2$ – a = 4,76; b = 9,64; c = 11,28Å.

Исследование электрофизических свойств $LnSnTe_2$ и $LnPbTe_2$ показало, что полученные соединения являются полупроводниками. Ширина запрещенной зоны, вычисленная из собственной области температурной зависимости электропроводности для $SmSnTe_2$, $EuSnTe_2$ и $YbSnTe_2$ равны 0,52; 0,60 и 0,75 эВ соответственно, т.е. увеличивается при переходе от Sm к Yb. Такая закономерность изменения ΔE_g сохраняется и в ряду $SmSnTe_2$-$EuPbTe_2$-$YbPbTe_2$, т.е. ширина запрещенной зоны в указанном ряду увеличивается от 0,45 до 0,68 эВ.

О СТРУКТУРНЫХ АНАЛОГАХ МИНЕРАЛА АЙКИНИТА $PbCuBiS_3$

Байрамова С. Т., Алиев О. М., Алиева Р. А., Рагимова В. М.

Институт химических проблем им. М.Ф.Нагиева Национальной АН Азербайджана, Баку, Азербайджан,
itpcht@itpcht.ab.az

Получение кристаллов с ценными для практики свойствами является одной из основных проблем современной науки, являющейся важным фактором научно-технического прогресса. Производство синтетических кристаллов во многом определяет развитие таких важных областей техники, как радиоэлектроника, полупроводниковая и квантовая электроника, техническая оптика, акустика и другие.

В силу известной аналогии между кристаллохимическими особенностями Pb, Sb, Bi и редкоземельных элементов, для выявления этих элементов на фазообразование и физические свойства продуктов реакции, необходимо синтезировать соединения с этими элементами и со стабильными катионными и анионными группами. Учитывая вышеизложенное, получение синтетических аналогов айкинита $PbCuBiS_3$ путем замещения атомов Pb и Bi атомами Eu, Yb и La, является актуальной.

Соединения состава $PbCuBiS_3$, $PbCuBiSe_3$, $EuCuBiS_3$, $YbCuBiS_3$ и $PbCuLaS_3$ были обнаружены при изучении системы $CuBiS_2$-PbS, $CuBiS_2$-LnS и $CuLaS_2$-PbS. Установлено, что соединения $PbCuBiS_3$, $PbCuBiSe_3$ и $EuCuBiS_3$ плавятся конгруэнтно при 975, 890 и 1090 K соответственно, а $YbCuBiS_3$ и $PbCuLaS_3$ плавятся с разложением [1, 2].

Синтез указанных соединений проводили из элементов в эвакуированных кварцевых ампулах при 950–1020^{0}C. После окончания синтеза сплавы гомогенизировали при температуре 620–650^{0}C в течение месяца. В результате были получены темно-серые кристаллы с металлическим блеском.

Монокристаллы $PbCuBiS_3$ и $PbCuBiSe_3$ получали методом Бриджмена-Стокбаргера. Рентгеноструктурное исследование показало, что полученные соединения изоструктурны и кристаллизуются в ромбической сингонии (таблица).

Таблица. Кристаллографические и некоторые физико-химические параметры соединений типа айкинита

Соединение	Параметры решетки, Å			пр.гр.	Z	Объем эл. яч., Å	Плотность		Микротвердость, МПа
	a	*b*	*c*				эксп.	выч.	
$PbCuBiS_3$	11,32	11,66	4,01	Pnma	4	529,28	7,22	7,28	1970
$EuCuBiS_3$	11,28	11,62	4,00	Pnma	4	524,29	6,54	6,59	2450
$YbCuBiS_3$	11,26	11,58	3,96	Pnma	4	516,35	6,92	6,97	2300
$PbCuBiSe_3$	11,46	11,80	4,12	Pnma	4	557,14	8,50	8,54	1850
$PbCuLaS_3$	11,40	11,74	4,08	Pnma	4	546,05	6,10	6,15	2640
$PbCuNdS_3$	11,36	11,70	4,04	Pnma	4	536,96	6,28	6,32	2750

Предварительное исследование электрофизических свойств соединений $PbCuBiS_3$, $PbCuBiSe_3$, $EuCuBiS_3$ и $YbCuBiS_3$ показало, что они обладают полупроводниковыми свойствами и имеют *p*-тип проводимости.

1. Алиева Р.А., Байрамова С.Т., Алиев О.М. // Тез. докл. Всесоюзн. конф. «Химия твердого тела и функциональные материалы». Екатеринбург, 2008, с.11.
2. Алиева Р.А., Байрамова С.Т., Алиев О.М. // Химические проблемы, 2008, № 3, с. 503-508.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ Ce,Pr и Sm НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$)

[*]Исмаилов Ф. И.,[**]Алиев И. И.

[*]Институт Физики Национальной АН Азербайджана
[**]Институт Химических Проблем им.М.Ф.Нагиева Национальной Азербайджана АН
aliyevimir@rambler.ru

Известно, что Bi_2Te_3, Sb_2Te_3 и твердые растворы на их основе используются как материалы для *p*-ветви термоэлектрических охладителей [1,2]. При введение SbI_3 в состав ($Bi_2Te_3 + Sb_2Te_3 + Sb_2Se_3$) твердого раствора *p*-типа термоэлектрический материал меняет свой знак, и становится *n*-тип проводимости.

Недостатком этих материалов является то, что они слоистые и легко измельчаются. С целью увеличения прочности состава твердого раствора ($Bi_2Te_3 +. Sb_2Te_3 + Sb_2Se_3 + SbI_3$) → ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$) *n*-типа и были добавлены элементарные Ce, Pr и Sm до 20 мол.%.

Для синтеза сплавов твердых растворов вначале получали сплав состава ($Bi_2Te_3 + Sb_2Te_3 + Sb_2Se_3 + SbI_3$) и гомогенизировали. Затем его сплавляли с очень измельченными Ce, Pr и Sm в эвакуированных до 0,1333 Па кварцевых ампулах в интервале 700–1100^{0}C.

На основе полученных результатов физико-химического анализа изучены $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Ce,Pr,Sm)_X$ системы и построены микродиаграммы .

Установлено, что в твердом растворе $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Ce)_X$ сложного состава *n*-типа дополнительно растворяется 3 ат.%Ce. В системе образуется эвтектика, координаты которой отвечают 10 ат.% Ce и 360^{0}C.

В системе $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Pr)_X$ (X=0,001-0,020) на основе твердого раствора *n*-типа ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$) сложного состава дополнительно растворяется 4 ат. %Pr. В системе образуется эвтектика перитектоидного типа, состав которой отвечает 12 ат. % Pr и плавится при 550^{0}C.

С целью подтверждения области твердых растворов проводили рентгенофазовый анализ и вычислены периоды элементарной ячейки для сплавов из области твердых растворов следующих составов: 1; 3 и 4 ат. % Pr.

Для сплава 1 ат.% Pr параметр ромбоэдрической сингонии равен *a* = 10,74Å, α =30^0; для 3 ат.% Pr *a* =10,75 Å, α = 30,42; и для 4 ат.% Pr a = 10,77 Å, α = 30,59^0. При исследовании микроструктуры выявлено, что сплавы системы $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Sm)_X$ в интервале концентрации 0-4,5 ат.% Sm однофазные, остальные сплавы двухфазные.

При введении церия в состав ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$) микротвердость увеличивается по сравнению с чистым ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$) (950-1150). Аналогичное повышение микротвердости также наблюдается в сплавах систем $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Pr)_X$, $(Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3)_{1-X}.(Sm)_X$ и равны (950-!095), (950-!250) МПа соответственно.

Итак, с увеличением содержания церия, празеодима и самария микротвердость твердого раствора сложного состава ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$) закономерно повышается. Однако закономерного увеличения микротвердости в ряду Ce →Pr →Sm не наблюдается.

1. Семеню В.А. ,Иванова Л.Д., Свечников Т.Е. // Неорган.материалы.1995.т.31.с.32.
2. Гольцман Б.М., Кудинов В.А., Смирнов И.А. Полупроводниковые термоэлектрические материалы на основе Bi_2Te_3.М.: Наука. 1972.320с.

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И СТЕКЛООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМАХ $InAs_2Se_4$–$In_3As_2S_3Se_3$, $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ и $Tl_3As_2Se_6$ –$Tl_3As_2Se_3Te_3$

Алиев И. И., Фарзалиев А. А,.Алиев И. Г, Магаммедрагимова Р. С.

Институт Химических Проблем им. М. Ф. Нагиева Национальной АН Азербайджана
aliyevimir@rambler.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования физико-химического анализа в системах $InAs_2Se_4$–$In_3As_2S_3Se_3$, $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ и $Tl_3As_2Se_6$–$Tl_3As_2Se_3Te_3$. Исследование сплавов указанных систем проводили методами физико-химического анализа: дифференциально-термическим, рентгенофазовым, микроструктурным, а также измерением микротвердости и плотности. Исследование образцов проводили до и после отжига.

По данным физико-химического анализа построены диаграммы состояния систем $InAs_2Se_4$–$In_3As_2S_3Se_3$, $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ и $Tl_3As_2Se_6$–$Tl_3As_2Se_3Te_3$.

Установлено, что система $InAs_2Se_4$–$In_3As_2S_3Se_3$ является квазибинарным сечением квазитройной системы InSe–As_2Se_3–As_2S_3. На основе $In_3As_2S_3Se_3$ образуются твердые растворы до 8 мол.%, а на основе $InAs_2Se_4$ твердые растворы доходят до 20 мол.% при комнатной температуре. При температуре эвтектики области твердых растворов расширяются до 45 мол % $Tl_3As_2S_3Se_3$. Ликвидус системы состоит из двух кривых, соответствующих первичному выделению α- и β- твердых растворов и пересекающихся в точке эвтектики. В системе $InAs_2Se_4$-$In_3As_2S_3Se_3$ эвтектика образуется перитектоидного типа, координаты которой отвечают 50 мол % $Tl_3As_2S_3Se_3$ и 800 ^{0}C. Ниже линий солидуса кристаллизуются двухфазные сплавы (α+β).

Физико-химические исследования сплавов системы $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ и $Tl_3As_2Se_6$–$Tl_3As_2Se_3Te_3$ проводили на литых и отожженных сплавах.

ДТА сплавов системы до отжига показал, что на термограммах образцов имеется три ряда значений температур размягчения которые соответствуют Tg $TlAs_2Se_3S$, $TlAs_2S_3Se_2$ и $Tl_3As_2S_3Se$ и равны 160, 115 и 180 ^{0}C соответственно. Значение температуры размягчения Tg = 115 ^{0}C отвечает Tg новой фазы $TlAs_2S_2Se_2$.

В системе $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ образуется одно соединения состава $TlAs_2S_2Se_2$. Исходные компоненты и полученное соединение стеклообразные.

Ликвидус системы $TlAs_2Se_3S$–$TlAs_2S_3Se$ состоит из ветвей первичной кристаллизаций α-фазы (твердые растворы на основе $TlAs_2S_3Se$), новой фазы $TlAs_2S_3Se_2$ и (β-фазы твердые растворы на основе $TlAs_2S_3Se$). Первичная кристаллизаций α-фазы $TlAs_2S_2Se_2$ заканчивается в двойной эвтектике, состав 30 мол % $Tl_3As_2S_3Se$ и температура плавления - 190 ^{0}C. Соединение $TlAs_2S_2Se_2$ и $TlAs_2S_3Se$ между собой образуют эвтектику: состав – 60 мол % $TlAs_2S_3Se$, температура плавления – 260 ^{0}C.

Диаграмма состояния системы $TlAs_2Se_4$–$Tl_3As_2Se_3Te_3$ квазибинарная, эвтектического типа.

В интервале концентраций 0-50 мол. % $Tl_3As_2Se_3Te_3$ из жидкости первично кристаллизуется α –твердый раствор на основе $TlAs_2Se_4$, а в пределах 50-100 мол. % $Tl_3As_2Se_3Te_3$ из жидкости выделяются кристаллы β – фазы (твердые растворы на основе $Tl_3As_2Se_3Te_3$).

В системе область гомогенности на основе $TlAs_2Se_4$ при комнатной температуре доходит до 12 мол. % $TlAs_2Se_4$, а на основе $Tl_3As_2Se_3Te_3$ – 20 мол. % $TlAs_2Se_4$. α и β – фазы между собой образуют эвтектику состава 50 мол.% $TlAs_2Se_4$.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ

Глебовский В. Г., Штинов Е. Д.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,
glebovs@issp.ac.ru

Монокристаллы высокочистого W, выращенные методом электронно-лучевой зонной плавкой и ориентированные для одиночного скольжения, подвергнуты деформации динамическим растяжением с постоянной скоростью пластической деформации в интервале температур от 25 до 800 К. Ориентация кристаллографической оси монокристаллов находилась в центре стереографического треугольника, что обеспечивало наибольшие напряжения в системе скольжения (110)[111]. Одна часть образцов продеформирована изотермически до предельных деформаций при разных температурах (испытания А-типа). Другая часть образцов подвергнута последовательной деформации в малых интервалах деформаций при различных (понижающихся) температурах (испытания В-типа) после первичной деформации при высоких температурах (выше 600К). Испытания были объединены с экспериментами по релаксации напряжений, чтобы определить чувствительность к скорости деформации для соответствующих напряжений сдвига. Испытания А-типа выявили параболическую форму кривых упрочнения с довольно высокой скоростью упрочнения вначале, причем эта скорость впоследствии постоянно снижалась. Напротив, короткие кривые напряжение-деформация в испытаниях В-типа не выявили упрочнения, а лишь плато после течения. В соответствии с таким поведением, могут быть однозначно определены как критическое приведенное напряжение сдвига, так и его чувствительность к скорости деформации.

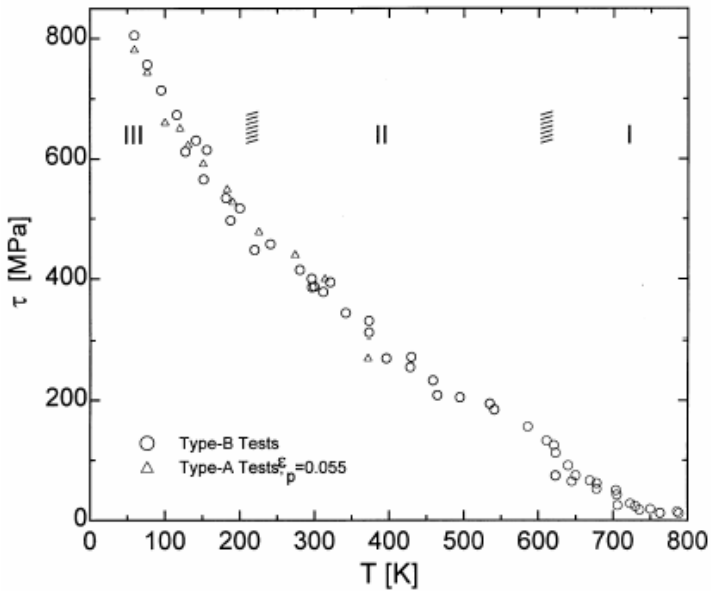


Рис. Температурная зависимость критического приведенного напряжения сдвига для двух типов испытаний. Показаны три режима (I, II, III) проведенных испытаний.

В результате испытаний В-типа установлено, что ниже 775К температурная зависимость критического приведенного напряжения сдвига не является однородной, демонстрируя три режима в виде кривых разной формы. На основании полученных экспериментальных результатов были определены активационный объем и активационная энтальпия. Линейность температурной зависимость активационной энтальпии открыла возможность определять важные величины для всех трех режимов в проведенных нами испытаниях. Эти результаты достаточно хорошо согласуются с известными данными для других оцк-металлов. Одним из важных моментов проведенного исследования представляется анализ результатов на основе теории пар кинков, разработанный Зеегером для пластического течения, что ранее было с успехом сделано для Nb, Ta, α-Fe и Mo. В связи с этим особенно важ-

ным является то, что в результате проведенных экспериментов удалось произвести оценку для ΔH при нулевой нагрузке и температуре 775К, которая оказалась равной 2,06 эВ. Эта величина очень хорошо совпадает с активационной энтальпией $2H_k$ для двух изолированных кинков из пары кинков при нулевой нагрузке, полученной ранее в экспериментах по исследованию внутреннего трения в W.

МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Данилов В. И., Орлова Д. В., Зуев Л. Б.

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

Исследованы макроскопические картины локализации пластического течения в поликристаллических материалах с разными типами кристаллических решеток. Рассмотрена кинетика очагов локализованной деформации на всем протяжении деформационных кривых кремнистого железа Э3413, высокохромистой мартенситной стали 40Х13, двухфазной латуни ЛС59-1 и титанового α+β сплава ВТ16. Установлено, что хотя диаграммы деформации этих материалов относятся к кривым общего типа, перестройка их в координаты (истинное напряжение – истинная деформация) с последующим логарифмированием позволяет выделить стадии упрочнения. Диаграммы нагружения крупнозернистого кремнистого железа, стали, латуни и титанового сплава в отожженном состоянии содержат стадию линейного упрочнения ($s = s_0 + Ke$), стадию параболического упрочнения Тейлора ($s = s_0 + Ke^{0,5}$) и стадию предразрушения ($s \sim Ke^n$, $n < 0,5$). Образцы закаленной стали в мартенситном состоянии разрушаются на стадии линейного упрочнения, а на диаграммах нагружения мелкозернистого кремнистого железа отсутствует стадия линейного упрочнения.

Количественные данные о кинетике развития локализации пластического течения, полученные методом двухэкспозиционной спекл-фотографии, показывают, что этот процесс протекает по автоволновому механизму независимо от кристаллографического класса и структурного состояния материалов, и позволяют сформулировать правило соответствия типа автоволн закону пластического течения.

- стадии линейного деформационного упрочнения соответствует движение по образцу с одинаковой и постоянной скоростью нескольких эквидистантных очагов локализации (фазовая автоволна локализованной деформации),
- параболической стадии деформационного упрочнения соответствует возникновение в образце системы эквидистантно расположенных стационарных очагов локализованной деформации (стационарная диссипативная система),
- стадии предразрушения соответствует взаимосогласованное движение очагов локализованной пластичности к месту будущего разрушения («коллапс» автоволн локализованной деформации).

Кинетические параметры автоволн (скорость и длина) определяются коэффициентом K и показателем n деформационного упрочнения материала.

ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НОВЫХ ЭПОКСИДНЫХ СВЯЗУЮЩИХ С ВЫСОКИМ УРОВНЕМ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Федосеев М. С., Терешатов В. В., Державинская Л. Ф.

Институт технической химии УрО РАН, г. Пермь, Россия,
msfedoseev@mail.ru

Компаунды и эпоксидные связующие на основе слабополярного олигодиенуретанэпоксидного олигомера ПДИ-3А находят применение для герметизации электрорадиотехнических изделий [1] и для скрепления высоконаполненных полимерных композиций с жесткой многослойной подложкой [2-3]. Отверждение олигомера ПДИ-3А проводят по двойным связям динитрилооксидом по механизму 1,3 - дициклоприсоединеия или по реакции полиприсоединения по эпоксидным группам изометилтетрагидрофталевым ангидридом и титанкремнийорганическим олигомером. Однако достигнутый уровень деформационно-прочностных характеристик невысок. Авторами разработаны полимерные материалы на основе новых эпоксидных связующих с более высокими деформационно-прочностными характеристиками и теплостойкостью. В таблице приведены свойства разработанных материалов.

Физико-механические характеристики полимерных композиционных материалов

Состав связующего	Режим отверждения	Физико-механические свойства при растяжении при 25^{0}C			
		σ, МПа	ε,%	*E*, МПа	T_C, ^{0}C
Состав по данным [2]	-	1,9 - 2,5	32 - 47	66 - 97	- 60 ÷ -65
ПДИ-3А Ангидридный отвердитель Технический углерод Катализатор	80^{0}C - 2 часа 120^0 - 3 часа	5,5	355 ÷ 510	10 ÷ 26	- 78
ПДИ-3А Аминный отвердитель Структурный модификатор	80^{0}C -72 часа	4,5 ÷ 5,0	850	11	- 80
ПДИ-3А Аминный отвердитель Пластификатор	80^{0}C -72 часа	2 ÷ 5,2	426 ÷ 813	1,5 ÷ 12	-76 ÷ -84
ПДИ-3А Изофарондиамин Технический углерод Пластификатор	80^{0}C - 20часов 100^0 - 5 часов	3,7 ÷ 4,1	670 ÷760	19	- 81
ПДИ-3А Изофарондиамин Шунгит Пластификатор	80^{0}C - 20часов 100^0 - 5 часов	3,5 ÷ 4,2	650 ÷ 780	20	- 80,5

Выбранные полимерные композиции с улучшенными физико-механическими характеристиками рекомендованы к применению.

1. Чувилина Л.Ф., Симунова С.С. Пат РФ №2291176, опубл. 10.01.2007, бюл.№1.
2. Сидоров О.И., Милёхин Ю.М., Меркулов В.М., Поисова Т.П. Состав для скрепления высоконаполненной полимерной композиции с жесткой многослойной подложкой.// Пластмассы. 2008. №12. С. 47 -51.
3. Сидоров О.И., Поисова Т.П., Леонов Е.И., Давыдова Л.А. Клеевой состав для скрепления высоконаполненных полимерных композиций.// Тез. докл. 4 Всерос. Каргинской конференции «Наука о полимерах - 21 веку». Москва. 2007.Т.2.С.256.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В ВИХРЕВОМ ПОТОКЕ ГЕЛИЯ

Веремейчик А. И., Сазонов М. И.

Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь,
vai_mrtm@bstu.by

Электрическая дуга является безинерционным эффективным высококонцентрированным источником нагрева и широко используется в различных технологических процессах. С целью получения исходных данных для расчета и проектирования плазмотронов постоянного тока для нагрева гелия, предназначенных для получения фуллеренов, проведены широкие экспериментальные исследования напряженности электрического поля E вдоль дуги, горящей в вихревом потоке газа. Величины E определялись методом измерения потенциалов изолированных друг от друга нейтральных секций. Определены зависимости напряженности от диаметра канала при d = 10–30 мм, тока дуги I = 30–180 А и расходов гелия от 0,5 до 4,0 г/с. Результаты экспериментов обобщены в критериальной форме.

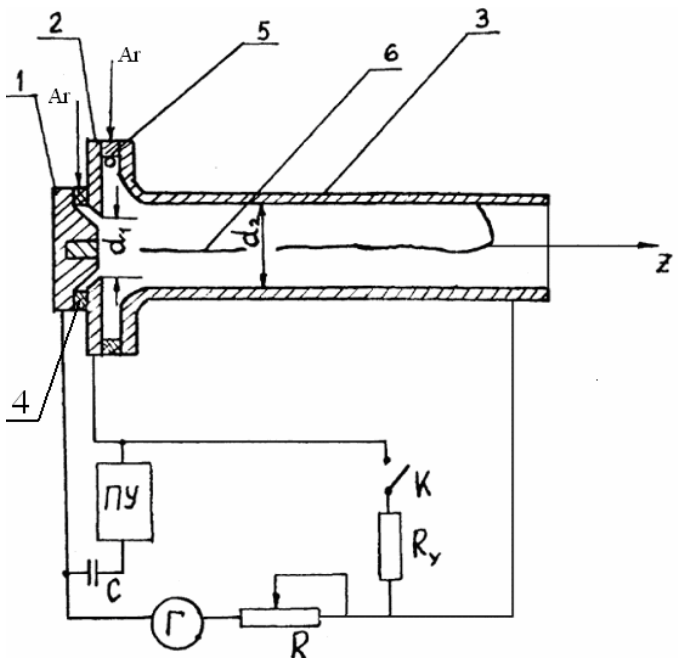


Рис. 1. Схема плазмотрона и электропитания
1 – катод; 2 – поджигающий электрод; 3 – анод;
4 и 5 – изоляторы; 6 – дуга

Полученные данные позволили рассчитать вольт-амперные характеристики дуги в вихревом потоке газа и геометрические параметры плазмотрона для нагрева гелия до температуры 4700 К.

В результате проведенных исследований с использованием критериальной формулы для E создан и испытан гелиевый плазмотрон мощностью 120 кВт. Схема плазмотрона, его электропитания и поджига приведена на рис. 1. В данном плазмотроне применены электроды, которые позволяют эксплуатировать его в режиме постоянного тока дуги до 100 А и наложения на такую дугу импульсной дуги с током до 600 А и заданной скважностью. Необходимые реагенты для получения фуллеренов подаются в анод перед зоной шунтирования.

С использованием численных методов разработана методика расчета тепловых потерь в катод, анод с учетом движущегося источника тепла. Экспериментально определены тепловые потери в элементы плазмотрона, подверженные интенсивному нагреву. Определены оптимальные режимы охлаждения.

Результаты исследований могут быть использованы при разработке различных конструкций плазмотронов для получения фуллеренов и фуллереноподобных структур.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Петрова Н. Д., Лукин Е. С., Иванов А. М.

ИФТПС СО РАН, г. Якутск, Россия,
nakalykay@mail.ru

Разработка новых материалов, а также повышение характеристик прочности уже разработанных конструкционных сталей в настоящее время является приоритетным направлением научных исследований. Метод интенсивной пластической деформации (ИПД), показал себя одним из наиболее действенных способов повышения прочности объемных металлических заготовок [1]. Вместе с тем, упрочнение малоуглеродистой стали по способу равноканального углового прессования (РКУП) приводит к охрупчиванию материала [2]. Целью исследования является повышение характеристик сопротивления хрупкому разрушению конструкционных сталей, подвергнутых РКУП, путем применения комбинированной термической обработки (ТО).

В задачи исследования входит: а) получение ультрамелкозернистой структуры в малоуглеродистой стали по способу РКУП; б) изучение структурных изменений, происходящих в стали после РКУП, а также после комбинированной термомеханической обработки (РКУП с ТО); в) исследование кинетики деформирования и разрушения конструкционных сталей по данным тепловизионных исследований [3].

Приведены результаты оценки удельной работы пластических деформаций и поглощенной энергии в процессе пластической деформации для стали в ультрамелкозернистом состоянии. Также представлены данные по изменению среднего размера зерна исследуемой стали после РКУП и РКУП с ТО, полученные на основе металлографических исследований. Проведен фрактографический анализ изломов стальных образцов, подвергнутых ударным испытаниям. Установлено, что разрушение стальных образцов после РКУП имеет хрупкий характер. В то же время, разрушение стальных образцов, подвергнутых РКУП с комбинированной ТО, носит квазихрупкий характер.

Применение комбинированной термомеханической обработки стали по способу РКУП с ТО позволяет достичь высоких характеристик прочности и улучшить характеристики сопротивления хрупкому разрушению.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ), проект № 09-01-98507.

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос. 2000. – 272 с.
2. Gorokhov A.M., Ivanov A.M., Lukin E.S. Blow-bending work of crack nucleation and propagation of ultra fine-grained structure steel probes. // Modern materials and technologies 2007: Materials by Int. VIII Russia-China Symp. – Khabarovsk: Pacific National University, 2007. – vol. 2. – pp. 176-179.
3. Лукин Е.С., Иванов А.М. Оценка энергии, поглощенной конструкционной сталью в процессе пластического деформирования. // Сб. материалов «XVII Петербургские чтения по проблемам прочности». – Часть I. – С.-Пб: СПбГУ, 2007. – С. 160-162.

СВЯЗЬ УПРУГО- И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ МАГНИЙ – БОР С ПАРАМЕТРАМИ ЕЁ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ

Горячев Ю. М., Дехтярук В. И., Симан Н. И., Фиялка Л. И.

Институт проблем материаловедения НАНУ, Киев, Украина
phil02@ukr.net

Известно, что магний и его соединения и, в частности, бориды чрезвычайно перспективны в проблеме уменьшения веса транспортных средств и установок, что очень важно в глобальных вопросах энергосбережения и экологии. Однако этот потенциал крайне нуждается в дальнейших научных исследованиях, главным образом, в области упруго- и термодинамических свойств исследуемых систем. Эту сторону вопроса авторы решают на пути изучения связи электронных параметров с исследуемыми свойствами.

Исследована электронная структура шести самых устойчивых боридов в системе – Mg–B: Mg_4B, Mg_2B, MgB_2, MgB_4, MgB_6, MgB_{12}. Расчётное исследование было проведено методом многокласстерного варианта (МК) групповых орбиталей линейной комбинации атомных орбиталей (ГОЛКАО). Согласно этим вычислениям техникой, описанной нами ранее, были определены параметры электронной структуры исследованных соединений: электронный энергетический спектр, энергия межатомного взаимодействия, плотность (заселённость) электронных состояний спектра, зарядность отдельных атомов.

Данные по энергии межатомного взаимодействия приведены на рис. 1. На основании рассчитанных электронных параметров определены упруго- и термодинамические свойства, а также теплоты образования исследуемых боридов. Некоторые данные приведены на рис. 2 и в таблице.

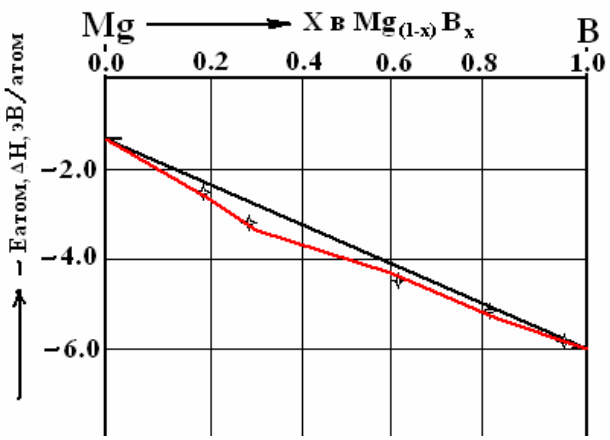


Рис. 1. Энтальпия конденсации атомарного борида магния.

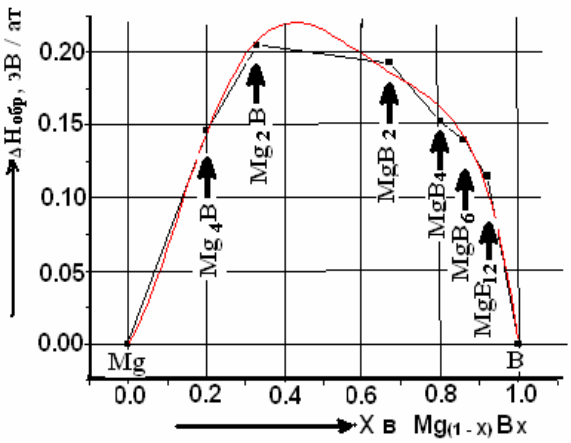


Рис. 2. Теплота образования боридов магния.

Из приведенных данных видна относительно чёткая, кроме КТР, корреляция между упруго-динамическими и атомно-электронными параметрами. Главной особенностью является максимальная величина прочности у MgB_{12}.

Таблица. Упруго – динамические и атомарно – электронные параметры боридов магния

	A,сред. ат. вес	***Z***,сред. коор.чис	***Eат***, эВ/ат	***d***,10^{-8} см	***T***, К.	**β**, 10^{10} Па	***T*пл**, К	**Θдеб**, К	***к*тр**, 10^{-6} 1/К	***C*р**, 10^{-6} эВ/атК
Mg_4B	21.6	11.3	2.58	2.54	100	13.6	936	362	6.8	8.7
MgB_2	15.3	9.0	4.73	2.06	100	37.1	1720	719	4.65	2.46
MgB_4	13.54	8.2	5.29	1.98	100	42.6	1920	841	4.57	1.82
MgB_{12}	11.8	6.1	5.77	1.78	100	47.6	2090	1050	5.63	1.2

ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК

Саркисян С. О.

Гюмрийский государственный педогогический институт. Армения

В настоящее время [1] микрополярная, несимметричная, моментная теория упругости, или, иначе, континуум Коссера, трактуется как строгий математический алгоритм полевых уравнений как для упругих сред с микро- и наноструктурой, так и для континуальной теории дефектов. В работе [2] устанавливаются классы обобщенных моделей континуума, которые характеризуют напряженно-деформированное состояние кристаллических сред, решетки которых состоят из нанообьектов. В работе [3] построены общие математические модели тонких пластин и оболочек на основе континуума Коссера. В зависимости от значений безразмерных физических параметров микрополярного материала в работе [3] построены общие теории микрополярных упругих тонких балок, пластин и оболочек с независимыми полями перемещений и вращений; со стесненным вращением; "с малой сдвиговой жесткостью".

В данной работе на основе общих математических моделей [3] для микрополярных упругих тонких пластин и оболочек со свободным вращением; со стесненным вращением; "с малой сдвиговой жесткосьтю" изучены задачи статического изгиба прямоугольных и круглых пластин, а также, задача определения напряженно-деформированного состояния микрополярных упругих тонких цилиндрических оболочек в осесимметричной постановке. На основе численного анализа выявляются специфические особенности напряженно-деформированного состояния тонких тел из микрополярных материалов, т.е. материалов с внутренней микро- и наноструктурой.

Список литературы

1. Фиизическая мезомеханика и компьюторное конструирование материалов/Под ред. В.Е.Панина.-Новосибирск: Наука, 1995.-Т.1.-298с.
2. Лисина С.А., Потапов А.И. Обобщенные модели сплошной среды в наномеханике//Доклады АН России.-2008.-Т.420-N3.С. 328-330.
3. Sargsyan S.H. Analytical Mechanics of Bars, Plates and Shells on Asymmetrical Theory of Elasticity// XXII International Congress of Theoretical and Applied Mechanics. ICTAM 2008. August 24-29. 2008. Adelaide, Australia. Abstracts Book. P.228.

УДК 669.018:543.253

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ФАЗ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЛОКАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Ильиных Е. О., Рублинецкая Ю. В., Слепушкин В. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
physchem@samgtu.ru

Установлено, что для эвтектических структур нормального кристаллического строения зависимость парциального тока растворения фазы из матрицы сплава от состава $i_\phi = f(C_\phi)$ описывается S-образной кривой и следующими уравнениями

$$i_{\phi_1} = \frac{2 \cdot i_m}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot \int_0^C e^{-\frac{(C_i - C_m)^2}{2\sigma^2}} dc$$

или

$$i_{\Phi_1} = \frac{I_{\Phi_1}^{\max}}{1 + \frac{C_{\Phi_2}}{C_{\Phi_1}} \cdot \frac{\gamma_{\Phi_1}}{\gamma_{\Phi_2}} \cdot b \cdot \left(1 \pm \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot C_{\Phi_1}\right)},$$

где σ и b – параметры распределения фаз в матрице сплава.

Величину σ и, следовательно, дисперсию генеральной совокупности можно рассчитать, используя экспериментальные данные, по уравнению

$$\sigma = \frac{2 \cdot i_m}{\sqrt{2\pi} \cdot \left(\frac{di}{dc}\right)_{C_i = C_m}}$$

где $\left(\frac{di}{dc}\right)_{C_i = C_m}$ – максимум на экспериментальной кривой $di/dc = f(C)$.

Параметр распределения b легко найти по экспериментальным данным, путем графической экстраполяции зависимости

$$b \cdot \left(1 \pm \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot C_{\Phi_{ш}}\right) = \left(\frac{I_{\Phi_i}^{\max}}{i_{\Phi_i}} - 1\right) \cdot \frac{C_{\Phi_i}}{C_{\Phi_j}} \cdot \frac{\gamma_{\Phi_j}}{\gamma_{\Phi_i}}$$

при $C_{\Phi_{ii}} \to 0$, а параметр распределения σ – по тангенсу угла наклона прямой

$$b \cdot \left(1 \pm \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot C_{\Phi i}\right) = f\left(C_{\Phi_i}\right).$$

УДК 669.018

ОБ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ МЕДЬ-НИКЕЛЬ

Рублинецкая Ю. В., Слепушкин В. В., Ильиных Е. О.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
physchem@samgtu.ru

Ранее, методом локального электрохимического анализа (ЛЭА) было установлено, что морфология диаграммы «состав-ток» для сплавов медь-никель практически идентична морфологии диаграммы «состав–работа выхода электрона», то есть отражает не только фазовый состав, но и изменение электронной структуры сплавов с изменением их состава. Исходя из геометрического соответствия (подобия) можно записать для работы выхода электрона следующие соотношения

$$\Phi_{спл.} = I_{спл.} \cdot \frac{\Phi^0_{\mathrm{Ni}} \cdot N_{\mathrm{Ni}} + \Phi^0_{\mathrm{Cu}} \cdot N_{\mathrm{Cu}}}{I^{\max}_{\mathrm{Ni}} \cdot N_{\mathrm{Ni}} + I^{\max}_{\mathrm{Cu}} \cdot N_{\mathrm{Cu}}} \qquad (1)$$

или

$$\Phi_{спл.} = \frac{\Phi^0_{\mathrm{Ni}} - \Phi^0_{\mathrm{Cu}}}{1 + \frac{C_{\mathrm{Cu}}}{C_{\mathrm{Ni}}} \cdot K} + \Phi^0_{\mathrm{Cu}} \qquad (2)$$

где K – коэффициент распределения носителей тока. В свою очередь, $K = f(C_{\mathrm{Ni}})$

$$K = a \cdot C_{\mathrm{Ni}} + b$$

где a и b – постоянные. Установлено, что в диапазоне составов от 0 до 70 % масс.Ni $K = -0{,}0338 \cdot C_{\mathrm{Ni}} + 3{,}15$; а в диапазоне составов от ~ 70 до 100 % масс. Ni $K = 0.781$, то есть является величиной постоянной. Результаты расчетов, представленные в табл. 1, показывают, что расчетные и экспериментальные данные практически совпадают.

Таблица 1. Результаты расчета работы выхода электрона в сплавах медь-никель

Содержание Ni в сплаве, % масс.	Работа выхода электрона, эВ		
	Эксперимент	По ур.(1)	По ур.(2)
9,3	4,34	4.31	4.35
18.7	4.39	4.33	4.39
28.4	4.44	4.42	4.42
38.2	4.51	4.52	4.51
48.1	4.63	-	4.61
58.1	4.74	-	4.74
68.4	4.89	-	4.88
78.7	4.97	-	4.96
89.3	5.03	-	5.03

УДК 669.018:543.253

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ ОЛОВО–СУРЬМА МЕТОДОМ ЛОКАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Рублинецкая Ю. В., Слепушкин В. В., Ильиных Е. О., Коврига Ю. П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
physchem@samgtu.ru

Сведения о диаграмме состояния системы сплавов олово–сурьма весьма противоречивы. Достаточно подробно изучены кривые ликвидуса и солидуса при высоких температурах. Обнаружено три типа перитектических реакций, приводящих к образованию β, β' и (Sn)-фаз.

(Sb) и (Sn) – ограниченные твердые растворы на основе компонентов; β и β' – промежуточные фазы с широкой областью гомогенности. Причем одни авторы считают, что промежуточная фаза представляет собой соединение постоянного или близкого к постоянному состава SnSb (50,64% масс.Sb). В других работах утверждается, что существуют две промежуточные фазы Sn_2Sb и SnSb или SnSb и Sn_3Sb_4, или Sn_3Sb_2 и SnSb.

Плохо изучена растворимость металлов друг в друге, особенно при пониженных температурах. Согласно микроскопическим исследованиям растворимость сурьмы в олове уменьшается с понижением температуры от 10,5% масс. до 2,2-2,8 % масс.Sb. Растворимость олова в сурьме вообще не приводится.

Анодные свойства сплавов олово–сурьма изучали в 1М растворе $NaClO_4$, как наиболее соответствующего условиям ЛЭА. При растворении сплавов олово-сурьма наблюдали три типа поляризационных кривых. В области ограниченных твердых растворов, например (Sn), на вольтамперной кривой проявляется один максимум анодного тока несколько больший чем максимальный ток растворения чистого олова. При увеличении содержания сурьмы в сплаве свыше ~2% масс. на поляризационной кривой наблюдается два анодных максимума – максимум ограниченного твердого раствора (Sn) и промежуточной фазы, причем максимум твердого раствора (Sn) закономерно уменьшается с увеличением содержания сурьмы в сплаве, а максимум промежуточной фазы увеличивается. При содержаниях сурьмы в сплаве более ~50% масс. На поляризационной кривой сплавов также проявляется два максимума анодного тока, связанных с растворением промежуточной фазы и ограниченного раствора олова в сурьме (Sb) из матрицы сплава. Причем максимум промежуточной фазы закономерно уменьшается, а (Sb)-фазы увеличивается с составом до ~97% масс.Sb. Построенная по полученным вольтамперным кривым диаграмма «состав-ток» системы олово-сурьма показывает, что промежуточная фаза является интерметаллидом SnSb, а сама диаграмма состоит из четырех фазовых полей – ограниченных твердых растворов (Sn) и (Sb) в области составов от 0 до 2% масс.Sb и от 97 до 100% масс.Sb соответственно; двухфазной области ((Sn)+SnSb) в диапазоне составов от 2 до 50% масс.Sb и двухфазной области (SnSb+(Sb)) в диапазоне составов от 50 до 97% масс.Sb.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Плотников В. А.

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

Термоупругие мартенситные превращения в никелиде титана при циклическом изменении внешних параметров системы представляют собой прямые B2 → B19’ и обратные B19’ → B2 переходы. Здесь сверхструктура B2 - высокотемпературная фаза, упорядоченная по типу CsCl, B19’ – низкотемпературная (мартенситная) фаза, имеющая моноклинную ромбическую решетку. Превращения могут протекать и с образованием ромбической фазы B19 в последовательности B2 → B19 или через промежуточную ромбоэдрическую фазу R в последовательности B2 → R → B19’.

Характерно, что как при прямых B2 → B19’ (B2→B19), так и при обратных B19’→B2 (B19→B2) мартенситных превращениях наблюдается акустическая эмиссия, отражающая процессы диссипации в цикле. При многократном циклировании мартенситных превращений энергия акустической эмиссии J_k , регистрируемая в цикле, снижается по экспоненциальному закону

$$J_k = J_n + J_0 \exp(-ak). \quad (1)$$

Циклирование мартенситных превращений в условиях механического нагружения сопровождается накоплением при прямом B2 → B19’ и возвратом при обратном B19’→B2 превращении мартенситной деформации. В условиях сложного термомеханического воздействия мартенситные превращения также сопровождаются акустической эмиссией, энергия которой от номера цикла также зависит по экспоненциальному закону. Однако боле сложный характер зависимости предопределяет и более сложную аппроксимирующую функцию

$$J_k = J_n + J_1 \cdot \exp(-a_1 \cdot k) + J_2 \cdot \exp(-a_2 \cdot k). \quad (2)$$

Входящие в уравнения (1) и (2) коэффициенты в показателях экспонент характеризуют скорость снижения энергии, причем во втором случае предполагается два механизма снижения энергии акустической эмиссии в цикле. Из анализа циклов в сплавах с низким (вблизи 0 МПа) и высоким (более 100 МПа) напряжением мартенситного сдвига следует, что в сплавах с высоким напряжением мартенситного сдвига основной вклад в снижение энергии акустической эмиссии вносит упрочнение за счет фазового наклепа. Во втором случае (2) кроме фактора фазового наклепа, действует другой фактор. Причем этот (другой) фактор оказывает существенно большее влияние на энергию акустической эмиссии в цикле. Коэффициенты α_1 и α_2 различаются примерно на порядок.

Отжиг сплавов после многократных циклов мартенситных превращений в условиях механического нагружения сопровождается высокотемпературным возвратом остаточной деформации, что может свидетельствовать о стабилизации мартенситной фазы в условиях действия механических напряжений в цикле.

Таким образом, снижение энергии акустической эмиссии при многократном циклировании мартенситных превращений в никелиде титана обусловлено действием фактора, связанным с насыщением фазового наклепа и второго фактора, связанным с эффектом стабилизации мартенситной фазы. В свою очередь такой вывод может свидетельствовать о двух механизмах акустической эмиссии при мартенситных превращениях. Первый связан с процессом пластической релаксации напряжений (с пластической деформацией, локализованной в окрестности мартенситного кристалла), второй – с появлением – исчезновением мартенситных кристаллов, точнее с процессом движения мартенситной границы.

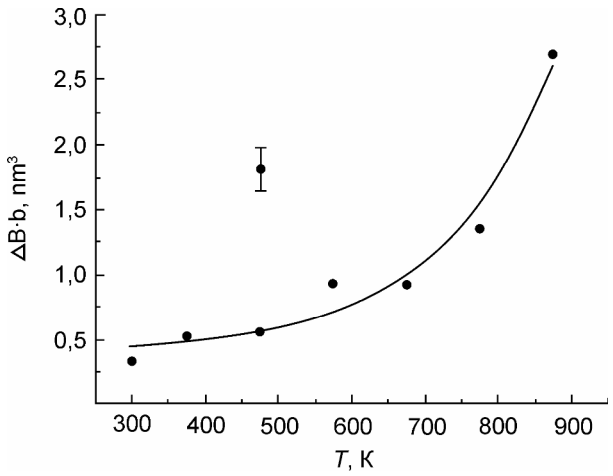
НЕУСТОЙЧИВОСТЬ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Плотников В. А., Макаров С. В.

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

Деформационное поведение поликристаллического алюминия в условиях высокотемпературного нагружения может быть охарактеризовано как монотонное и скачкообразное накопление деформации. Монотонный характер накопления деформации сопровождается монотонным нарастанием акустической эмиссии при увеличении температуры, скачкообразному накоплению деформации соответствуют единичные акустические сигналы аномально большой амплитуды. Отметим, что скачкообразный прирост деформации представляет собой макроскопический эффект величиной не менее 0,5 %. Такой макроскопический деформационный эффект свидетельствует о потере устойчивости кристаллической среды в макроскопическом масштабе (не менее чем в мезоскопическом).

Проведенный анализ активационных параметров (активационного объема) свидетельствует, что при увеличении температуры деформации активационный объем как показано на рис. растет по нелинейному закону. С высокой точностью эту зависимость можно аппроксимировать экспоненциальной функцией



$$y = y_0 + A\exp(T/T_k),$$

где y_0 = 0,47 ± 0,12, A = 0,0027 ± 0,004, T_k = 130 ± 29. Коэффициент корреляции, равный 0,986, близок к единице. Размерность параметров A и y_0 совпадает с размерностью объема в нм^3. Величина параметра y_0 на порядок превышает величину атомного объема, значение которого для твердых тел согласно литературным данным близко к 0,01 нм^3. Параметр T_k имеет размерность температуры. Ясно, что температуры T и T_k определяют тепловую энергию kT (k – постоянная Больцмана) атомной системы. При равенстве их, то есть при $T = T_k$ параметр $A\exp(T/T_k)$ принимает значение 0,0073 нм^3, близкое по величине к атомному объему алюминия с учетом погрешности. Таким образом, температура T_k определяет некоторую минимальную энергию kT_k, флуктуация которой обеспечивает приращение активационного объема на минимальную величину, равную атомному объему.

Экспоненциальный рост активационного объема при увеличении температуры свидетельствует о существенном увеличении масштаба кооперативных атомных перемещений, контролирующих единичный деформационный акт, с одной стороны. С другой – свидетельствует о росте элементарного объема, в котором проявляется неустойчивости кристаллической решетки. Сопоставление экспоненциального роста активационного объема и высокоамплитудных акустических сигналов в ходе скачкообразного накопления деформации свидетельствуют о росте корреляции элементарных деформационных актов в мезоскопическом масштабе, представляющих собой ансамбль когерентных акустических источников, формирующих единичный акустический сигнал аномально большой амплитуды.

ЛОКАЛЬНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КАК ПРИЧИНА РАЗВИТИЯ ПОРИСТОСТИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Брюховецкий В. В., Кузнецова Р. И., Пойда А. В., Пойда В. П.*

Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины
г.Харьков, Украина,
ntcefo@yahoo.com
Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина
г. Харьков, Украина

Среди структурных изменений, осуществляющихся в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации, мало изученными и еще не до конца понятными являются вопросы, касающиеся развития пористой структуры. В настоящей работе изучены морфологические особенности пористой структуры, развивающейся в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации ряда многокомпонентных алюминиевых сплавов, и рассмотрены причины, приводящие к появлению и развитию пористости в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации. Предложена модель сверхпластического течения в условиях высокотемпературной сверхпластичности.

Установлено, что в ходе сверхпластической деформации развивается деформационная зернограничная пористость, а для самой сверхпластической деформации характерен позеренный массоперенос, осуществляющийся благодаря наличию этой пористости. Поскольку основным деформационным процессом в условиях сверхпластичности является зернограничное проскальзывание, то и образование зернограничной пористости и сама сверхпластическая деформация должны быть связаны с состоянием границ зерен и напряженным состоянием на границах зерен. Хотя сверхпластическая деформация на макроуровне и является однородной, на мезоуровне она локально неоднородна. Напряженное состояние – величина и направление действующих сил на границах – непрерывно изменяется. В начальный период сверхпластической деформации клиновидные зернограничные поры раскрываются на границах, перпендикулярных направлению растяжения, где нормальные напряжения являются наибольшими. Затем под действием касательных напряжений на наклонных границах происходит проскальзывание зерен так, что боковые зерна под действием результирующей силы, которая теперь перпендикулярна направлению растяжения, перемещаются внутрь клиновидной трещины, образуя индивидуальную зернограничную пору, участвующую в деформационном процессе. Это перемещение зерен ведет к возникновению и нарастанию нормальных напряжений на границах, параллельных направлению растяжения. А поскольку в условиях высокотемпературной сверхпластичности силы сцепления на границах ослаблены за счет присутствия жидкой фазы, эти нормальные напряжения оказываются достаточными, чтобы произвести декогезию на этих границах с образованием зачаточных микротрещин, параллельных направлению растяжения, объединение которых ведет к формированию макроскопических полостей, вытянутых вдоль направления растяжения. Эти макрополости не являются опасными для разрушения, а стенки этих полостей начинают играть роль свободных поверхностей для материала в перемычках между ними, которые продолжают течь сверхпластично. Именно за счет этих полостей и накапливается высокий уровень пористости в образцах исследуемых сплавов к моменту разрушения, достигающий 20-30%.

СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Ромашов Р. В.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
sopromosu@rambler.ru

Выбор параметров, характеризующих степень или меру поврежденности материала, является весьма непростой задачей. В последние годы очень популярны деформационные и энергетические параметры повреждаемости и критерии разрушения. При изучении процессов деформации и повреждаемости материалов применялись и термодинамические методы (Седов Л.И., Гольденблат И.И., Федоров В.В. и др.).

С позиций эргодинамического (термодинамического) подхода за критерий разрушения принимается критическая (предельная) величина плотности внутренней энергии, соответствующая моменту разрушения, что в свое время автором данной работы было экспериментально подтверждено. Получено кинетическое уравнение повреждаемости, решением которого относительно времени до разрушения определяется долговечность (работоспособность) металлических материалов при циклических нагрузках.

Основными структурными параметрами, входящими в кинетическое уравнение повреждаемости и характеризующими структурное состояние материала, его наследственные свойства – предысторию нагружения, являются:

- начальная (до деформирования) плотность скрытой энергии:

$$u_{e0} = \sum_{1}^{n} \mu_i \cdot N_{0i} ,$$

где μ_i – энергия образования i-го дефекта, N_{0i} – число элементарных дефектов i-го типа;

- коэффициент перенапряжения межатомных связей, равный отношению напряжения в локальном микрообъеме к среднему значению напряжения:

$$k_\sigma = \frac{\sigma^0}{\sigma};$$

- коэффициент неравномерности распределения скрытой энергии по объему, учитывающий гетерогенность реальной структуры поликристаллов и равный отношению скрытой энергии в локальном микрообъеме к среднему значению скрытой энергии:

$$\nu = \frac{u_e^0}{u_e}.$$

Структура реальных материалов является сложной и неоднородной, поэтому теоретическая оценка структурных параметров пока невозможна. В связи с этим предложены формулы, основанные на аналитических зависимостях для прогнозирования характеристик механической (статической) прочности. В некоторых случаях при определении структурных параметров целесообразно использовать метод измерения твердости: известно, что между твердостью и различными механическими свойствами установлено большое количество корреляционных зависимостей. При этом наиболее физически обоснованно искать корреляцию с твердостью истинных характеристик прочности.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО МЕДНЕНИЯ СТАЛИ 45

Вострецова А. В., Ващук Е. С., Карпий С. В., Коновалов С.В., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

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

Провели электровзрывное меднение поверхности углеродистой стали 45 в отожженном состоянии с феррит-перлитной структурой. Для этого использовали электровзрыв медных фольг. Обрабатывали круглые образцы диаметром 20 мм и толщиной 3 мм. Время воздействия составляло 100 мкс, поглощаемая плотность мощности – 4,5 ГВт/м^2, давление в ударно-сжатом слое – 11,2 МПа. После электровзрывного легирования поверхность подвергали дополнительной электронно-пучковой обработке в режимах, обеспечивающих, также как и при легировании, оплавление поверхности. Длительность импульсов составляла 50 мкс, частота их следования 0,3 Гц. При неизменной поверхностной плотности энергии 20 Дж/см^2 число импульсов составляло 5, 10, 15, 25, 50. В другой серии при 10-ти импульсах поверхностная плотность энергии составляла 15, 20, 25 и 30 Дж/см^2, что соответствовало поглощаемой плотности мощности 3, 4, 5 и 6 ГВт/м^2. Измерение микротвердости поверхности и распределение ее по глубине на косых шлифах после химического травления проводили с использованием прибора ПМТ-3 с точностью 7 %.

Выбранный режим легирования обеспечивал оплавление поверхности и насыщение её конденсированным и плазменным компонентом многофазной плазменной струи, сформированной из продуктов взрыва. В результате обработки на поверхности формировалась зона легирования толщиной 12–13 мкм, ниже которой располагалась такая же по толщине зона термического влияния. Ее толщину определяли на поперечных шлифах по границе осветленного перлита. Дополнительная электронно-пучковая обработка не привела к изменению толщины зоны легирования, как это наблюдалось ранее для поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного алитирования и бороалитирования. Вместе с тем она заметно повлияла на микротвердость. С ростом энергии импульсов микротвердость, измеренная с поверхности, увеличивалась от 450 до 1150 HV. В то же время с увеличением числа импульсов она падала – от 1200 до 700 HV. При поверхностной плотности энергии 15 Дж/см^2 по глубине зоны легирования формировался максимум микротвердости (870 HV). При увеличении энергии максимум сглаживался, при этом его уровень уменьшается до 700–750 HV, а при 30 Дж/см^2 снова возрастает до 950 HV.

При объяснении влияния технологических параметров электронно-пучковой обработки на изменение микротвердости как на поверхности, так и по глубине следует учитывать то, что с ростом интенсивности воздействия увеличивается как глубина оплавления зоны легирования, так и градиент температуры по глубине, а также интенсивность конвективного перемешивания расплава. При обработке же с постоянной интенсивностью при увеличении числа импульсов происходит постепенный нагрев всего образца и, как следствие, уменьшение градиента температуры по глубине.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ №№ 08-02-00024-а, 08-02-12012-офи.

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЛИТЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Ефимов О. Ю.[1], Юрьев А. Б.[2], Громов В. Е.[3], Чинокалов В. Я.[1], Коновалов С. В.[3], Иванов Ю. Ф.[4], Коновалова К.В.

1.*ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия,* efimov_oy@szmk.ru
2.*ОАО «Новокузнецкий металлургический комбинат» Новокузнецк, Россия,*
3. *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,* gromov@physics.sibsiu.ru
4. *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

Важной проблемой, в значительной степени определяющей показатели работы станов, является повышение стойкости чугунных валков для прокатки арматуры. Одним из направлений ее решения является плазменная закалка рабочей поверхности калибров валков.

Плазменную поверхностную обработку чугунных прокатных валков проводили на опытно – промышленной установке, выполненной на базе наплавочной установки УПН-303, преобразование которой заключалось в подключении источник питания АПР-403 и плазмотрона косвенного действия типа ПУН-3.

Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что плазменное упрочнение валков прокатного стана приводит к формированию слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением механических характеристик, фазового состава, дефектной субструктуры материала и поверхности разрушения и проявляющейся на различных структурно-масштабных уровнях: макро- (образец в целом), мезо- (состояние зеренно-субзеренного ансамбля), микро- (состояние карбидной и дислокационной подсистем) и наноструктурном (состояние твердого раствора) уровнях.

Установлено, что в результате плазменной обработки в чугунных валках формируются α-фаза, γ-фаза, графит и карбид железа. В поверхностном слое обнаружено формирование нанокристаллической зеренной структуры на основе α-фазы (размер кристаллитов 35-40 нм), стабилизированной частицами цементита размером ~3–5 нм. Эксплуатация упрочненных валков сопровождается закономерным изменением дефектной субструктуры и фазового состава чугуна. Определены источники дальнодействующих полей напряжений, формирующихся в валке в результате плазменной обработки и последующей эксплуатации. Показано, что поля напряжений максимальной величины формируются в поверхностном слое в структуре нанокристаллических зерен феррита.

Показано, что плазменная обработка приводит к перераспределению легирующих элементов в приповерхностном слое чугунных валков. Выявлено существенное снижение концентрации никеля (более чем в два раза), увеличение концентрации хрома (в ~1,5 раза) и кремния (в ~1,4 раза). При эксплуатации плазменноупрочненного валка сохраняется тенденция к повышению содержания хрома и существенному снижению никеля в поверхностном слое чугуна по отношению к объему материала; концентрация кремния и марганца при этом практически не изменяется.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ и Федерального агентство по образованию в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)" (проект 2.1.2/546).

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ ПРИ ЗАКАЛКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

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

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru
** Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*

Создание структурно-фазовых состояний конструкционных сталей, обеспечивающих комплекс высоких механических свойств, должно базироваться на всестороннем анализе дефектной структуры материала.

Методами электронной дифракционной микроскопии исследована структура и фазовый состав закаленной конструкционной стали. В качестве материала исследования использована конструкционная сталь марки 38ХН3МФА.

Показано, что в результате γ→α превращения формируется пакетный (реечный) и пластинчатый высокотемпературный мартенсит, соотношение объемных долей которых составляет 5:1.

Одной из характерных особенностей закаливаемых на мартенсит низко- и среднеуглеродистых слаболегированных сталей является их нестабильность по отношению к распаду пересыщенного твердого раствора углерода в α-железе с образованием частиц карбидной фазы в процессе охлаждения. Это явление получило название «самоотпуска» стали. В исследуемой стали частицы карбидной фазы обнаружены в объеме и вдоль границ кристаллов мартенсита. В первом случае они имеют игольчатую (пластинчатую) форму; во втором – форму тонких прослоек (рис.). Микродифракционный фазовый анализ показал, что карбидная фаза является цементитом (Fe_3C). Средние размеры частиц цементита, расположенных в объеме кристаллов мартенсита: поперечные D ~7,6 нм, продольные L ~ 85 нм; объемная доля ~0,3 %; расположенных по границам кристаллов: поперечные D ~50 нм, продольные L = 100–500 нм; объемная доля ~ 0,45 %. Частицы цементита, расположенные по границам кристаллов мартенсита, по форме и расположению напоминает прослойки остаточного аустенита. Этот факт позволил нам предположить, что данная морфологическая разновидность цементита самоотпуска образуется в результате допревращения прослоек остаточного аустенита в процессе охлаждения стали от температуры начала мартенситного превращения до комнатной.

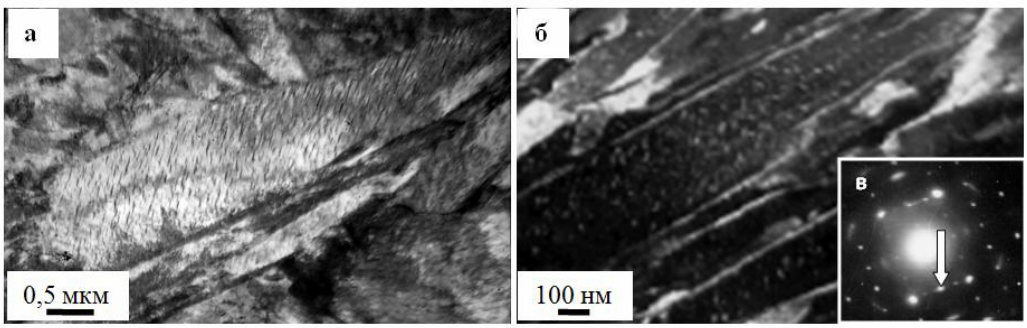


Рис. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 38ХН3МФА, закаленной от температуры 940 °С. *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение, полученное в рефлексе [102]Fe_3C+[110]α-Fe; *в* – микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Коваленко В. В.[1], Козлов Э. В.[2], Иванов Ю. Ф.[3], Коновалов С. В.[1]

1. *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,* gromov@physics.sibsiu.ru
2. *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,* kozlov@tsuab.ru
3. *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,* yufi@mail2000.ru

Работа посвящена выявлению природы и анализу общих закономерностей формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний при различных внешних механических и энергетических воздействиях на стали и сплавы различных структурных классов. В ней с единых позиций и в одной последовательности и выполнен анализ закономерностей проявления градиентов фазового состава, зеренной и внутризеренной структуры на нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. Отмечено, в частности, что в зависимости от закономерностей изменения параметров материала, градиентные структурно-фазовые состояний делятся на непрерывные (плавное, монотонное изменение параметров), дискретные (скачкообразное изменение параметров), смешанные (оба случая одновременно). Амплитуды изучаемых характеристик материала могут возрастать, убывать и колебаться.

Непрерывные градиенты рассмотрены на примере дальнодействующих полей напряжений. Морфология изгибных экстинкционных контуров характеризует градиент изгиба-кручения кристаллической решетки материала, величина поперечного размера контуров – степень (амплитуду) изгиба-кручения кристаллической решетки. Изучая характер и расположение экстинкционных изгибных контуров в структуре материала, можно сделать вполне определенное заключение об источниках полей напряжений, объемах их локализации и путях компенсации.

В качестве примера формирования дискретного градиента рассмотрены структуры цементации стали. Отмечено, что полученные закалкой из расплава сплавы Fe+(29-32)%Ni, характеризующиеся макро и микроградиентными структурами, обладают дискретно-непрерывным градиентом химической неоднородности.

Рассмотрено формирование градиентных структурно-фазовых состояний при мало- и многоцикловой усталости стали 08Х18Н10Т (аустенит) и 60ГС2 (мартенсит закалки), которое заключается в закономерном изменении параметров зеренной (средний размер зерен, коэффициент их анизотропии, угол рассеяния вектора структурной текстуры, доля зерен с двойниками) и дефектной субструктуры аустенита и мартенсита (скалярная и избыточная плотность дислокаций, типы дислокационных субструктур) по мере удаления от зоны разрушения.

Поскольку, большинство используемых в технике градиентных структур являются искусственными и делятся, в зависимости от их размещения в объеме материала, на два больших класса: объемные и поверхностные, то с этих позиций рассмотрены ГСФС, сформированные различными методами.

Работа выполнена в соответствии с грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и их научных руководителей №МК-869.2008.8.

ОБРАЗОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ И ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ МЕХАНИЗМАМИ ПРЯМЫХ ПЛЮС ОБРАТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА

Тюменцев А. Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
tyuments@phys.tsu.ru

Обобщены результаты исследования нового механизма деформации и переориентации кристаллической решетки в металлических сплавах - механизма прямых плюс обратных превращений мартенситного типа с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам. Дан краткий обзор экспериментальных результатов, лежащих в основе их разработки. Представлены атомные модели этих превращений. С использованием этого механизма удается с единых позиций объяснить следующие особенности пластической деформации металлических сплавов.

1. Образование (зарождение) частичных и полных дислокаций в высокоинтенсивных условиях механической обработки наноструктурных металлических материалов с высокой энергией дефекта упаковки.
2. Явление механического двойникования в указанных выше материалах и условиях механического воздействия. Новые (не полюсные) механизмы образования двойников деформации: 1 – движением двумерного фронта превращения, не совпадающего с плоскостью двойникования; 2 – слиянием дефектов упаковки, зарождающихся на границах или в объеме нанокристаллов.
3. Образование полос локализации деформации с дискретным спектром высокоугловых разориентировок и высокой плотностью границ (35, 50 и 60)°<110> переориентации, формирующихся при больших пластических деформациях аустенитных сталей и сплавов на основе Ni_3Al.
4. Механическое двойникование в плоскостях со сложными индексами в сплавах на основе никелида титана. Ориентационную зависимость и асимметрию предела текучести при растяжении и сжатии монокристаллов этих сплавов.
5. Физическую природу указанных выше особенностей, заключающуюся в фазовой нестабильности кристалла в полях высоких локальных напряжений.

Развиты представления о новых носителях деформации и переориентации кристалла - микрообъемах неравновесных фазово-структурных состояний с наличием в пространстве междоузлий кристаллической решетки новых разрешенных состояний – узлов мартенситных фаз, кооперативным движением атомов через которые осуществляется пластическая деформация и переориентация кристалла. Показано, что значительную долю формоизменения составляет при этом однородная деформация превращения Бейновского типа. Обоснована необходимость учета нормальных компонент тензора локальных напряжений при анализе этой моды деформации. Предполагается, что необходимыми условиями появления таких носителей являются фазовая нестабильность кристаллической решетки в полях высоких локальных напряжений и низкая эффективность их релаксации традиционными механизмами деформации.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА МУЛЛИТОВЫХ СТРУКТУР И КОРУНДА В ОГНЕУПОРНЫХ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ

Капустин Р. Д., Первухин Л. Б.*

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г.Черноголовка, РФ,
kapustin-roman@mail.ru; * bitrub@mail.ru

В центре внимания данной работы находятся огнеупорные покрытия на основе СВС-составов из алюмосиликатного (АС) сырья. Для синтеза в них муллитовых структур и корунда на футеровке тепловых агрегатов необходимо проведение реакции термохимического синтеза путём нагрева футеровки до температуры инициирования синтеза от 850 ˚С до 900 ˚С. В печах и других тепловых агрегатах обеспечение нагрева до таких температур не представляет затруднений. Однако, в ряде случаев (например, в дымовых трубах, в реакторах для выщелачивания молибдена и др.) невозможно достичь необходимой температуры в слое покрытия традиционными методами, что существенно ограничивает область использования покрытий. Кроме того, нагрев всего теплового агрегата с целью проведения реакции в тонком слое покрытия связан со значительными затратами энергии.

Цель работы – на основании экспериментально-теоретических исследований процесса синтеза муллитовых структур и корунда в тонких алюмосиликатных покрытиях расширить область их применения и усовершенствовать технологию защиты тепловых агрегатов от воздействия высоких температур.

На первом этапе теоретических исследований был произведён расчёт адиабатических температур реакций горения АС-состава покрытия, кроме того, был произведён расчёт параметров и определения состава конечных продуктов синтеза в специализированной компьютерной программе ISMAN-THERMO. Он проводился в предположении адиабатичности процесса (отсутствия потерь тепла из зоны реакции) для случая полного превращения реагентов.

С целью проверки результатов расчётов и выявления действительных конечных продуктов реакции синтеза была проведена серия экспериментальных исследований. Анализ микроструктуры и рентгеноструктурный анализ показали, что до инициирования процесса синтеза основными химическими составляющими покрытия являлись Al и SiO_2, после нагрева до 900 ºС структура состояла из Al_2O_3, SiO_2 и Si, и только при нагреве в интервале температур от 1300ºС до 1600 ºС образовывалась муллитовая структура силлиманит, $A1_2SiO_5$. Нагрев теплового агрегата до таких температур требует значительных энергозатрат и не всегда технически возможен, поскольку конструкционные элементы многих высокотемпературных установок не выдерживают таких температур.

Для достижения поставленной цели были проведены эксперименты, методика которых предусматривала поверхностный нагрев образцов гибким пиротехническим элементом – термохимической лентой марки ЛТХ-100, созданной на основе железоалюминиевого термита марки ТИ-5М. По результатам этих исследований установлено, что сжигание на поверхности покрытия термохимической ленты марки ЛТХ-100 позволяет нагреть покрытие до 2000 ºС и синтезировать корунд и силлиманит при условии обеспечения минимального отвода тепла в окружающую среду. Была разработана теплоизоляция из жаростойкого ячеистого бетона марки ВБФ-400 и технология ее монтажа на месте работ.

ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОРПУСА ВЗРЫВНОЙ КАМЕРЫ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Первухин Л. Б[1], Николаенко П. А[1], Казанцев А. Г[2], Чудновский А. Д[2]

[1]*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка,*
*nikpavel@mail.ru
[2]*ГНЦ РФ ОАО НПО Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, г. Москва.*

Прогнозирование надежности и долговечности материалов и конструкций является актуальной задачей современного материаловедения. Особенно для конструкций, подвергающихся действию импульсных нагрузок. Данная работа посвящена исследованию напряженно-деформированного состояния корпуса сфероцилиндрической взрывной камеры (ВК) при подрыве в ней зарядов взрывчатого вещества (ВВ) и определению её долговечности. Исследования проведены на ВК диаметром 2 метра с эллиптическими днищами и толщиной стенки 32 мм. Для анализа возникающих напряжений в оболочке было проведено компьютерное моделирование макета по методу конечных элементов с использованием программы LS-DYNA и определены наиболее нагруженные зоны. При последующем экспериментальном исследовании на эти зоны были наклеены тензодатчики для определения деформаций, возникающих в стенке корпуса. Тензометрирование оболочки позволило определить уровень возникающих напряжений и их характер. Для повышения долговечности и работоспособности оболочки внутрь камеры были установлены защитные экраны. Проведенное компьютерное моделирование показало что зоны пластической деформации сместились на внутреннюю поверхность экранов. Так как экраны не замкнутые, поэтому в них не возникает растягивающих напряжений.

Последующее экспериментальное исследование позволило подтвердить результаты компьютерного моделирования о том, что защитные экраны исключают прямое воздействие ударной волны на внутреннюю поверхность оболочки и являются прозрачными для ударно-сжатого газа, что позволяет избежать образования микродефектов при взаимодействии ударной волны с поверхностью корпуса камеры.

После проведения всех экспериментов из корпуса макета были вырезаны образцы-свидетели, которые были подвергнуты механическим испытаниям. Анализ свойств материала позволил определить фактические значения его характеристик, которые были использованы в расчетах долговечности. Результаты расчета были представлены в виде распределения накопленных усталостных повреждений для числа взрывов равного 3000. Зоны наибольшей повреждаемости соответствуют сварным швам приварки цилиндрической части корпуса к днищам, люка, а также областям в центральной части верхнего и нижнего днищ. Максимальная величина накопленного повреждения составляет D_f= 0.667 при условии, что образование трещины происходит при $Df=1$. При $Df< 1$ условие прочности выполняется. Таким образом, прочность бронекамеры по критерию усталостного разрушения обеспечивается. В результате проведенных теоретико-экспериментальных исследований установлено, что ВК с защитными экранами обеспечивает заданную долговечность.

ПОИСК СИНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ В ОБЛУЧЁННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКЛАХ НА НАНОМАСШТАБАХ

Юдин В. В., Щеголева С. А., Титов П. Л., Михалюк А. Н.

Дальневосточный государственный университет, Владивосток, Россия
mih-alexey@yandex.ru

Изучалась наномасштабная структура тонких аморфных плёнок Co–Ni–P, Co–P, а также систем РЗ-ПМ, которые подвергались терморадиационным воздействиям. Большинство металлических стёкол (МС), аморфных планарных сред (АПС), спиингованных лент получались в сильно неравновесных условиях, что вызывало появление развитой сеточной иерархии естественных неоднородностей [1]. На атомном уровне и наноуровне (£ 3¸5 нм) была идентифицирована стохастическая волновая структура (СТВС) модуляционного типа [1]. Иерархическая многомасштабная иерархия пространственных неоднородностей обладает широким спектром времён релаксации, вследствие чего можно рассматривать кинетику процессов в параллельных временах. Это позволяет высказать гипотезу о торможении процессов структурной деградации в тонких разупорядоченных средах, несмотря на сильные терморадиационные воздействия. Нами рассматривалось в основном гамма-облучение [2, 3] и соответствующие типы изотермических отжигов. Гамма-облучение оказывает непосредственное воздействие по атомному уровню, что как раз и обуславливает процессы структурной релаксации, а при мощных дозах облучения ведёт к структурной деградации. Суть гипотезы состоит в том, что необходимо наделить мезомасштабные уровни структурной иерархии достаточно высоким негэнтропийным потенциалом [2, 3]. Высокое упорядочение мезомасштабных сеточных структур позволит скомпенсировать энтропийный поток от атомного уровня. В работах [1–3] было доказано, что если удастся получить АПС или МС с высокоупорядоченной системой естественных мезодефектов, то данные АПС приобретают высокую устойчивость. В последующих работах [1] было использовано древесно-графовое представление сеточных систем и СТВС, в котором и были рассчитаны фрактальные характеристики сеточной иерархии разупорядоченных сред. На этом пути удалось добиться существенного замедления кумулятивной тенденции в типовых функциях «выгорания» дефектов в зависимости от времени эксплуатации. Эта зависимость оказалась порядка $\sim t^{1/2}$. Последнее обстоятельство является следствием сверхразмерности планарных сред во фрактальной методологии [4]. Заметим, что эта сверхразмерность больше топологической размерности планарных сред, но всегда меньше размерности минимального гладкого пространства вложения [4]. В наших исследованиях она оказалась равной 5. Хотелось бы обратить внимание, что вполне реально получение сред со сверхразмерными перколяционными свойствами [4].

Список литературы

1. Юдин В.В., Щеголева С.А. Сб. мат-лов ФиПС-2005, пленарный доклад, Москва, с.24 (2005)
2. Юдин В.В., Щеголева С.А., Писаренко Т.А. ФТТ, т.43, в.11, с.1991, (2001)
3. Щеголева С.А., Писаренко Т.А., Юдин В.В. Поверхность, №12, с.15, (2001)
4. Юдин В.В. и др. Изв. РАН. Сер. физ. т.62**,** №10, С.1405, (2001)

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ УПОРЯДОЧЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛЕ СПЛАВА Fe–40%Pt

Хлебникова Ю. В., Родионов Д. П., Сазонова В. А.

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

В работе рассмотрены кристаллографические закономерности формирования доменной структуры в монокристалле сплава $Pt_{40}Fe_{60}$, отличном от эквиатомного состава, но находящемся в области существования упорядоченных структур типа $L1_0$ в соответствии с диаграммой состояния [1]. Строго говоря, такой монокристалл следует называть псевдомонокристаллом, поскольку в нем образовавшаяся после упорядочения структура состоит из набора ламелей с тетрагональной решеткой. Отличительной чертой структуры монокристалла сплава $Pt_{40}Fe_{60}$ является образование необычно крупных макроскопических двойниковых ламелей, которые невозможно получить в поликристаллическом материале.

Монокристаллы выращивали по методу Бриджмена в алундовых тиглях без затравки в атмосфере аргона при давлении 1.2–1.3 атм. Из кристалла вырезаны ориентированные образцы в виде пластины толщиной 0.8 мм параллельной плоскости {100} и кубика 4x4x4 мм с огранкой по плоскостям типа {100}.

На ориентированных псевдомонокристаллических образцах методами металлографии, растровой микроскопии и рентгенографического анализа выявлена структура трех уровней. Первый уровень – это два макропакета пластин, образующих два полисинтетических двойника в объеме кристалла. Второй уровень – это макроскопический двойник, имеющий форму пластины и представляющий собой полидоменную пластину 2-го порядка. Длина макроскопических ламелей, наблюдаемых визуально на поверхности кристалла, достигает десятков мм и может быть сопоставима с длиной кристалла (от 15 до 50 мм). Средняя ширина в плоскости (100) составляет величину 0.3÷0.7 мм. Полидоменная пластина 2-го порядка состоит из более мелких полидоменных пластин 1-го порядка (третий уровень), имеющих ширину в плоскости (100) от 20 до 50 мкм. Существует вероятность дальнейшего дробления структурных элементов, однако достоверно установить это методом растровой микроскопии не удается. Установлено, что на каждом структурном уровне в паре соседних пластин (как макроскопических, так и более мелких) обнаруживаются области трех сортов, различающиеся направлением оси тетрагональности. Полученные результаты дают основание считать, что для описания процесса упорядочения в монокристалле $Pt_{40}Fe_{60}$ справедлива предложенная А. Ройтбурдом [2, 3] схема формирования полидоменных пластин при превращении кубической решетки в тетрагональную с малыми объемными изменениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 08-02-00047).

Список литературы

1. Kußmann A., v. Rittberg G.G. // Zeitschrift für Metallkunde. 1950. B.41. Z.470.
2. Ройтбурд А.Л. // ФТТ. 1968. Т.10. Вып.12. С.3619.
3. Ройтбурд А.Л. Современное состояние теории мартенситных превращений // В кн. Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 7-33.

РАЗДЕЛЕНИЕ РОЛЕЙ СИЛОВОГО И ТЕРМОАКТИВАЦИОННОГО МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛЬНОГО ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ

Мишин В. М., Глухов И. В.

Северо-Кавказский государственный технический университет

Существуют состояния стали, при которых вклад процессов термоактивации в процесс разрушения имеет определяющее значение при комнатных температурах, например, замедленное разрушение закаленной стали [1]. Целью работы являлась разработка модели, позволяющей разделить силовой и термоактивационный вклады в процессе локального разрушения закаленной стали.

Авторами ранее было установлено [2], что время до зарождения трещины τ для случая статического нагружения образца с надрезом, когда максимальное растягивающее напряжение $\sigma_{11\max}$ достигается вблизи границы пластической и упругой зон, может быть представлено кинетическим уравнением:

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp\left[\gamma(\sigma_{вн}) \cdot (\sigma_F - \sigma_{11\max})/(K \cdot T)\right], \quad (1)$$

где $\gamma(\sigma_{вн})$ – параметр, характеризующий характерный размер термически активированного объема, σ_F – сопротивление сколу. Это кинетическое уравнение локального разрушения стали (11) может быть преобразовано в уравнение:

$$\sigma_F = \sigma_{11\max} + KT\ln(\tau/\tau_0)/\gamma \quad (2)$$

Правая часть этого уравнения имеет две составляющие: силовую – $\sigma_{11\max}$ и термоактивационную – $KT\ln(\tau/\tau_0)/\gamma$. Полагали, что коэффициент интенсивности напряжений перед концентратором типа трещины или надреза K_I может быть связан с локальным растягивающим напряжением $\sigma_{11\max}$, действующим в объеме, характеризуемом характеристическим расстоянием x_0 в виде $K_I = A\sigma_{11\max}\sqrt{x_0}$, где A – коэффициент. Тогда, выразим $\sigma_{11\max}$ через K_I и x_0:

$$\sigma_{11\max} = K_I/(A\sqrt{x_0}). \quad (3)$$

Подставив (3) в (2), получим условие локального разрушения в закаленной стали при замедленном разрушении:

$$\sigma_F = K_I/(A\sqrt{x_0}) + KT\ln(\tau/\tau_0)/\gamma. \quad (4)$$

Полученное выражение позволяет ввести в рассмотрение, помимо силовых характеристик, характеристики размеров объемов, на которых действуют силовая и термоактивационная компоненты. Видно, что силовая компонента, действует в объемах с характерным размером x_0, а термоактивационная компонента в объемах с характерным размером $\sqrt[3]{\gamma(\sigma_{вн})}$. Экспериментально установлено, что x_0 имеет характерные размеры от одного до10 размеров исходных аустенитных зерен, а $\sqrt[3]{\gamma(\sigma_{вн})}$ порядка межатомного расстояния. Это указывает на различную степень локальности действия силового и термоактивационного механизмов локального разрушения. Таким образом, предложена кинетическая модель локального разрушения стали с высоким уровнем остаточных микронапряжений.

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., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. - № 3. – С.28-33.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АЛЮМИНИЙ-АЛЮМИНИД ЖЕЛЕЗА

Русин Н. М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
rusinnm@mail.ru

В работе представлены триботехнические свойства композиционного материала, полученного спеканием смеси порошков Al-Fe. Спекание сопровождается образованием интерметаллида $FeAl_3$ за счет униполярной диффузии алюминия в порошки железа. В результате содержание твердой фазы в спеченном материале превышает исходное содержание железа в смеси в 4 раза. Это обстоятельство позволяет получать методами порошковой металлургии материалы с большим содержанием износостойких инертных и тугоплавких частиц, не прибегая к использованию связующих добавок. Изделия из них могут быть использованы в узлах трения при определенных скоростях и нагрузках, граничные значения которых исследованы в настоящей работе.

Спеченные образцы с объемным содержанием алюминидов железа 50÷80 % были испытаны в условиях, рекомендованных в автомобилестроении для материалов антифрикционного назначения. При скорости скольжения 0.2 м/сек и нагрузке до 70 МПа, что является критической величиной для изделий такого назначения, износостойкость испытываемых материалов возрастала по мере увеличения объемной доли твердых частиц, и намного превышала износостойкость литой оловянистой бронзы ОЦС 5-5-5, испытанной в тех же условиях. При нагрузках до 45 МПа материалы с 70 и 80 об.% алюминидов, а последний и при более высоких нагрузках, практически не изнашивались, не считая первоначальных потерь на приработку поверхности трения. Разогрев трущихся образцов не превышал 30 °С. Износ литых алюминиевых сплавов в этих условиях был в несколько раз выше, чем исследуемых сплавов. Однако при тех же нагрузках, но скорости скольжения 4.2 м/сек, образцы разогревались, и износостойкость литых алюминиевых сплавов становилась выше, в силу их более высокой прочности при повышенных температурах, чем чистой алюминиевой матрицы в спеченных сплавах.

Коэффициент трения спеченных композиционных материалов определяли, используя схему "диск-колодка". В условиях сухого трения значения коэффициента не превышали 0.13, однако образцы быстро разогревались и теряли свою работоспособность из-за катастрофического износа уже при малых нагрузках. За исключением сплава с 60 об.% алюминидов железа, который сохранял работоспособность при нагрузках до 4.5 МПа.

В условиях трения со смазкой спеченные материалы с алюминиевой матрицей имели очень низкий коэффициент трения ~ 0.02. Вследствие этого, разогрев образцов в процессе испытаний был гораздо медленнее, поверхность трения успевала приработаться, и несущая способность сплавов сохранялась до нагрузок 10-12 МПа, при скорости скольжения 1.83 м/сек. Исследовать материалы при более высоких нагрузках не позволяла конструкция испытательной машины. Отметим, что разогрев испытанной в этих же условиях литой бронзы БрОС-10-2 был несколько ниже, за счет ее лучшей теплопроводности и теплоотдачи.

По результатам испытаний делается вывод, что спеченные сплавы с алюминиевой матрицей, наполненной алюминидами, имеют перспективу в качестве материалов три-

ботехнического назначения, явным преимуществом их является низкий удельный вес, малый коэффициент трения и высокая износостойкость. Критическое значение для их работоспособности в узлах трения под нагрузкой является температура на поверхности трения, которая не должна превышать 40-60 °С. Несущая способность при повышенных температурах исследованных композиционных материалов может быть улучшена за счет твердорастворного упрочнения алюминиевой матрицы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ по проекту 08-08-00314а.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ $Yb_8Sb_{12}S_9$ и $Yb_8Sb_{12}Se_9$

Максудова Т. Ф., Аждарова Д. С., Кулизаде Э. С.

Институт Химических Проблем им. М.Ф. Нагиева Национальной Академии Наук, г.Баку, Азербайджан,
chem@science.az

Соединения $Yb_8Sb_{12}S_9$ и $Yb_8Sb_{12}Se_9$ [1] синтезировали как из элементов, так и из лигатуры. При этом были использованы особо чистые элементы. Синтез проводили в эвакуированных до 10Па кварцевых ампулах при температуре 800–1400К. На основании построенных диаграмм состояний [1], в которых образуются соответствующие соединения, определяли температурный режим плавления. После окончания синтеза проводили гомогенизирующий отжиг в течение 200 ч при температуре на 100^0С ниже окончательной кристаллизации.

Соединения плавятся конгруэнтно: $Yb_8Sb_{12}S_9$ при температуре 1233К, а $Yb_8Sb_{12}Se_9$ при температуре 898К. Монокристаллы полученных соединений выращивали методом ХТР по разработанному режиму для соединений $LnB_2{}^VX_4$ [2].

Полученные монокристаллы подвергались детальному рентгенографическому исследованию. РФА проводили на дифрактометре ДРОН-2,0 на Cu K_α-излучении. Для определения симметрии размеров элементарной ячейки были изучены рентгенограммы Лауэ и Вейстберговские слоевые линии типа: hK0, hK1, hK2, hK*l*. Анализом закономерных погасаний установлено, что данные соединения изоструктурны и кристаллизуются в ромбической сингонии, в элементарной ячейке имеются (z = 3) три формульные единицы. Параметры кристаллической ячейки, плотность и микротвердость приведены в таблице.

Таблица. Результаты рентгенографических исследований

Соединение	Периоды решетки Å			V, A^{03}	Плотность г/см^3	Микротвердость МПа
	a	b	c			
$Yb_8Sb_{12}S_9$	13,140	15,00	12,43	2451,0	6,30	1540
$Yb_8Sb_{12}Se_9$	13,141	15,004	12,44	2451,4	6,37	1450

1. Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С. The new triple compounds in Sb_2Se_3-Yb_4Se_3 system*.* XVIII Ulusal Kimya Kongresi, Kars, 2004, p.351.
2. Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С. Получение монокристалла $EuSb_2Te_4$. XII Нац. Конф. По росту кристаллов НКРК-2006. Тезисы докл. Москва, ИК, РАН-2006, стр.157.

АНИЗОТРОПИЯ ДИФФУЗИИ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ КУБИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ Pd/Ag

Васильев А.Д., Иванов Е.В, Косулин С.И

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
vasilyevad@mail.ru

В кристаллах с кубической решеткой многие свойства (теплопроводность, объёмная диффузия и пр.) изотропны. Однако некоторые свойства, например параметры пластической деформации, анизатропны. Поэтому в кубических кристаллах диффузия, связанная с пластической деформацией, может быть анизатропна. Известно, что при высоких температурах преобладает объёмная диффузия, а дефекты кристаллического строения (дислокации, границы зерен) оказывают влияние на коэффициент диффузии при температурах ниже половины температуры плавления материала образца. Следовательно, анизотропия диффузии в кубических материалах может наблюдаться при низких температурах.

Исследования проводились на системе Pd/Ag. Серебряная подложка имела толщину 2 мм, средний размер зерен 30–40 мкм среднюю плотность дислокаций 4×10^{9} 1/м^2. Палладиевая пленка толщиной 0,5 мкм напылялась в вакууме порядка 10^{-3} Па. По данным рентгеноструктурного анализа палладиевая пленка наследовала структуру серебряной подложки. Диффузия происходила при комнатной температуре, что составляло 0,16 температуры плавления палладия. Длительность диффузионного процесса – 10 лет. Коэффициент диффузии рассчитывался, исходя из анализа рентгеновской дифракционной линии (111). Использовалось $Cr\cdot K_{\alpha}$ -излучение. Линия (111) снималась сразу после приготовления образца и после десятилетней выдержки при комнатной температуре. С одного и того же образца снимались 2 типа рентгенограмм. В первом случае угол падения рентгеновского пучка на образец был равен углу отражения, то есть дифрагированный пучок отражался от зерна, у которого плоскость (111) была параллельна межфазной границы Pd–Ag. Во втором случае образец поворачивался на 20^{o}, что приводило к тому, что в отражающее положение выводилось зерно, у которого плоскость (111) наклонена к межфазной границе на 20^{o}.

Сразу после напыления пленки палладия, рентгеновские пики (111) у палладия и серебра имели положения, характерные для чистых металлов. После десятилетней выдержки пики серебра оставались на месте, а пики палладия меняли форму и смещались в сторону пиков серебра, что свидетельствовало об образовании в пленке палладия твердого раствора, то есть происходил диффузионный процесс. При наклонной съемке смещение пика палладия было сильнее, чем при обычной съемке. На основе полученных данных был рассчитан эффективный коэффициент диффузии в области содержания 90 –95% Pd. Для зерен, у которых плоскость (111) параллельна межфазной границы, этот коэффициент был порядка 10^{-22} м^2/с, а для зерна, у которого плоскость (111) наклонена на 20^{o} по отношения к межфазной границе, этот коэффициент был примерно в 4 раза больше.

К сожалению, данный эксперимент не позволяет определить, какая плоскость во втором случае параллельна межфазной границы.

ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО И ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Маркушев М. В.[а], Мурашкин М. Ю.[а,б], Никулин П. А.[а], Никифорова Д. К.[б], Осипова О. Ю.[а]

[а] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
mvmark@imsp.da.ru
[б] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

Известно, что «холодная» интенсивная пластическая деформация (ИПД) формирует в деформируемых алюминиевых сплавах наноструктурные (НС) неравновесные состояния с аномально высокой прочностью и критически низкой пластичностью и вязкостью при комнатной температуре [1,2]. Рационального баланса их свойств можно добиться пост-ИПД термической обработкой трансформирующей НС структуры в ультрамелкие зеренные [2-4]. Представляло интерес оценить потенциал обработки, реализующей, кроме эффекта структурного упрочнения от ИПД, эффект дисперсионного твердения.

Закаленный высокопрочный сплав В96ц3 с добавкой скандия, которая обеспечила дополнительное его упрочнение за счет формирования при гомогенизации слитка повышенной плотности наноразмерных когерентных алюминидов $Al_3(Zr,Sc)$, подвергли ИПД кручением под высоким давлением (10 оборотов, P = 6ГПа, $T=20^0C$), в результате чего он приобрел НС строение с размером фрагментов ~80–100 нм. При этом его микротвердость возросла с 80–95 до 170–200 HV, а пределы текучести и прочности при растяжении при комнатной температуре с 580 и 620 до 890 и 940 МПа, соответственно, в сравнении с Т1 термоупрочненным слитком.

По измерениям микротвердости, а также данным электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализа прослежен эффект ИПД и наноструктурирования на кинетику дисперсионного твердения сплава при искусственном старении в широком интервале температур и выдержек. Показано, что термическое упрочнение НС сплава, вследствие распада пересыщенного основными легирующими элементами алюминиевого твердого раствора, протекает одновременно с возвратом и рекристаллизацией ИПД структуры матрицы. Наложение этих процессов приводит к активизации распада и смещению максимумов на зависимостях твердости от длительности старения к меньшим выдержкам. В результате наибольшая твердость сплава (до 270 HV) обнаруживается при выдержках в несколько часов, а с дальнейшим их увеличением, абсолютные значения твердости и кинетика ее изменений в деформированном и недеформированном сплаве становятся близкими.

Обсуждена физическая природа обнаруженных изменений структуры матрицы, морфологии продуктов и стадийности распада твердого раствора.

Работа выполнялась при поддержке РФФИ (грант 08-08-12135-офи).

Список литературы

1. М.Ю. Мурашкин, А.Р. Кильмаметов, Р.З. Валиев, ФММ 106 1 (2008) 1.
2. М.В. Маркушев, М.Ю. Мурашкин, ФММ 90 5 (2000) 92
3. М.В. Маркушев, М.Ю. Мурашкин, Металлы 5 (2005) 27.
4. М.В. Маркушев, Вопросы материаловедения, 52 4 (2007) 217.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ УРАФ

Графутин В. И.[1], Фунтиков Ю. В.[1], Савельев Г. И.[1], Мясищева Г. Г.[1], Илюхина О. В.[1], Тимошенков С. П.[2], Прокопьев Е. П.[1, 2]

[1] *ГУП ГНЦ РФ Институт Теоретической и Экспериментальной Физики им. А.И.Алиханова (ИТЭФ), Москва, Россия*
[1] *Московский институт Государственный Институт Электронной техники (Технический университет) (МИЭТ), Зеленоград, Москва, Россия*
epprokopiev@mail.ru

Цель работы с применением метода УРАФ состояла в выяснении влияния нейтронного облучения и последующего отжига на свойства конструкционных материалов (сплавы LP), используемых в реакторах. Образцы исследуемых сталей облучались в реакторе института Атомной Энергии им. И.В.Курчатова до флюенсов $6 \cdot 10^{19}$ н/см^2. Показано, что в необлученных образцах Fe и сталях LP наблюдаются две гауссовы компоненты с интенсивностями $I_{g1} \sim 64$ % с энергией $E_{g1} \sim 6,63$ эВ (Fe) и $I_{g1} \sim 53$ % с энергией $E_{g1} \sim 6,91$ эВ (LP) и $I_{g2} \sim 35$ % с энергией $E_{g2} \sim 18,60$ эВ (Fe) и $I_{g2} \sim 53$ % с энергией $E_{g2} \sim 18,60$ эВ (LP). В облученных образцах стали LP значения I_{g1} значительно уменьшаются с ростом дозы по сравнению со значением I_{g1} необлученного образца, в то время как значения I_{g2} значительно возрастают по сравнению со значением I_{g2} необлученного образца, а значения E_{g1}, E_{g2} в свою очередь несколько уменьшаются по сравнению со значениями E_{g1}, E_{g2} необлученного образца стали LP.

Будем считать центрами аннигиляции первого рода центры захвата позитронов зерна Fe с примесями (например, Cu, P и т.д.), дислокации, декорированные атомами железа и примесей, и включения второй фазы (например, преципитаты CuP) и многое другое). Аннигиляция позитронов из этих состояний дает компоненту $I_{g1}(E_{g1})$. Центрами захвата второго рода, дающими компоненту $I_{g2}(E_{g2})$, могут служить вакансии Fe и их комплексы в стали LP, служащих глубокими позитронными центрами. Это дает нам право утверждать, что при отжиге центры захвата второго рода трансформируются в центры захвата с более глубокими позитронными уровнями. При этом аннигиляция позитронов протекает в основном на внешних электронах атома железа и заряженного иона Fe^{+2}. Отсюда по энергии в месте аннигиляции на внешних валентных электронах E можно также найти состав и радиусы нанообъектов, используя только данные УРАФ. Данные метода УРАФ позволили определить радиусы центров первого рода $R_{g1} \sim 5$ Å и их концентрацию $N_{g1} \sim 8 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$, а для центров второго рода - $R_{g2} \sim 4,4$ Å и их концентрацию $N_{g1} \sim 8 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$ (без отжига) и $R_{g2} \sim 2$ Å и их концентрацию $N_{g1} \sim 4,8 \cdot 10^{16}$ см$^{-3}$ (после отжига).

ЭПИТАКСИЯ, ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОТЖИГЕ ПЛЕНОК, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ЛАЗЕРНОЙ ЭРОЗИОННОЙ ПЛАЗМЕ Ni

Багмут А. Г., Жучков В. А., Шипкова И. Г., Николайчук Г.П., Олейник Е. Е.

Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт", Харьков, Украина, bagmut@kpi.kharkov.ua

Исследованы структурно-фазовые состояния и изменение магнитных свойств при рекристаллизации тонкопленочных лазерных конденсатов никеля. Пленки получали методом импульсного лазерного осаждения паро-плазменного потока на подложках при различных температурах T_s.

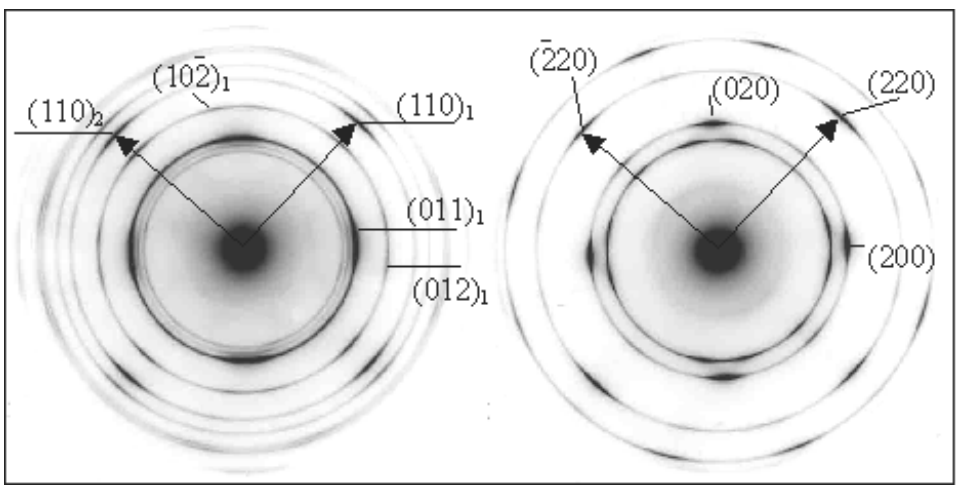
1. С увеличением $T_s \geq 300$ К при импульсном лазерном осаждении никеля последовательно формируются следующие структурно-фазовые состояния тонкопленочных лазерных конденсатов: аморфное состояние, кристаллическое состояние с метастабильной ГПУ решеткой (фаза α-Ni), кристаллическое состояние со стабильной ГПУ решеткой (фаза β-Ni).

2. Двухпозиционное зарождение и рост зерен α-Ni на подложке (001) KCl имеет место при $T_s \geq 400$ К. Обе позиции содержат группы кристаллов, для которых оси зон $[\bar{1}\,1\,\bar{1}]$ и $[\bar{2}\,2\,\bar{1}]$ ориентированы по нормали к подложке.

3. Формирование и рост пленки β-Ni в параллельной ориентации относительно подложки (001) KCl происходит при $T_s \geq 700$ К.

4. Отжиг пленок Ni с метастабильной ГПУ решеткой инициирует полиморфное превращение ГПУ → ГЦК, происходящее в соответствии с ориентационными соотношениями, представленными на рис. 1.

5. В результате полиморфного превращения α-Ni → β-Ni происходит изменение магнитных характеристик пленки: пленки приобретают магнитный момент, а при перемагничивании наблюдается гистерезис.



а *б*

Рис. 1. Электронография "in situ" полиморфного превращения в Ni при изотермическом отжиге пленки в колонне электронного микроскопа (температура отжига 750 К, длительность отжига 40 минут). *а*. Начальное состояние (решетка ГПУ). *б*. Конечное состояние (решетка ГЦК).

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ (НК) СТРУКТУРОЙ

Махнева Т. М.

Институт прикладной механики УрО РАН г. Ижевск
mah@udman.ru

Для достижения максимальной работоспособности изделий необходимо изыскание дополнительных скрытых резервов и реализация потенциальных возможностей как материала, так и технологии изготовления изделий. В последние десятилетия широко исследуется влияние внешних нетрадиционных воздействий на структуру и свойства материалов и, в частности, интенсивная пластическая деформация (ИПД).

Интерес к поведению при нагреве сформированных ИПД структурных состояний вызван существующими проблемами при производстве холоднокатаного листа из высокопрочных нержавеющих сталей. В связи с этим, в настоящей работе различными методам были изучены: структура, фазовый состав и устойчивость остаточного аустенита ($g_{ост}$) после закалки и старения в холоднокатаной стали 08Х15Н5Д2Т с НК структурой.

ИПД путем холодной прокатки формирует в исследуемой стали мелкозернистую структуру α-мартенсита с размером зерна 9÷10 нм. После закалки с температуры 1000ºС структура стали двухфазная: a-мартенсит и $\gamma_{ост}$. Количество $\gamma_{ост}$ составляет ~ 30% и это - в 3 раза выше, чем в горячекатаной стали после аналогичной закалки.

При нагреве закаленной стали в интервал температур 375°-475°С наряду с процессами отпуска и старения образуется “обратный” аустенит, количество и устойчивость которого зависят от температуры и продолжительности старения. Судя по мартенситной точке $M_н$ и изменению температурной зависимости магнитной восприимчивости χ, образование “обратного” аустенита начинается уже при 400°С (1 ч).

Исследование кинетики (α→γ)–превращения позволило выявить условия наибольшей полноты распада $\gamma_{ост}$ (475 °С, 15 мин) и a-Fe–Cr–Ni твердого раствора мартенсита с образованием хромовых зон (475 °С), а также стабилизации “обратного” аустенита при охлаждении (425 °С, 3 ч – 70%). Установлено также, что стадия выделения обогащенных Cr зон предшествует образованию ”обратного“ аустенита при старении, что уменьшение периода кристаллической решетки γ-фазы с ростом её количества и увеличение устойчивости к переохлаждению указывает на обогащение и неоднородность по Ni.

Таким образом, интенсивная пластическая деформация путем холодной прокатки формирует структуру с размерами блоков 9–10 нм, увеличивает в 3 раза количество $\gamma_{ост}$ после закалки, период решетки γ- и α– фаз; ускоряя процесс распада α-матрицы по Cr и задерживая распад $\gamma_{ост}$, способствует формированию химической неоднородности по Cr и Ni и снижению критических температур A_H и A_K (α→γ)–превращения в интервал температур старения в стали 08Х15Н5Д2Т.

НЕРАЗРУШАЮЩЕЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК В НЕОДНОРОДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ

Миронов Ю. П.

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

При исследовании материалов методом РСА фактически получают усреднённые данные о структурно-фазовом состоянии эффективно отражающего поверхностного слоя образца. В случае однородного материала с наличием тонкого рентгенопрозрачного поверхностного слоя, эти данные оправданно распространяют на весь объём образца. Однако если исследуется материал с поверхностной неоднородностью толщиной до 10÷100 мкм, то усреднённая информация не позволяет судить ни о состоянии большей части объёма образца, не охваченного рентгеновской дифракцией, ни о наборе локальных состояний в рентгеноотражающем неоднородном поверхностном слое. В то же время, используя метод асимметричных съемок, возможно изменять толщину эффективно отражающего поверхностного слоя на 2 порядка при использовании фиксированной длины волны рентгеновского излучения [1,2] и ещё на 1÷2 порядка при использовании двух излучений: минимальной и максимальной проникающей способности.

Пусть в образце имеется одномерное распределение по глубине от поверхности для некой физической величины $F(h)$ (или $F_i(h)$), определяющей локальное структурно-фазовое состояние. Его необходимо найти из полученного в рентгеновском эксперименте набора величин $\langle F(h)\rangle_i$, усреднённых по различным толщинам эффективно отражающего слоя h_i. По определению, для точки i = 1, соответствующей минимальной величине h_1, имеем $\langle F_1\rangle = F_1$. Далее в эксперименте выбираем шаг Δh таким, чтобы вклады отдельных слоёв в среднюю величину $\langle F(h)\rangle_i$ оказались одинаковыми. Для этого необходимо взять постоянным шаг в логарифмической шкале $\Delta\ell n(h) = const$ [1]. Тогда, для точки i=2, имеем $\langle F_2\rangle = (F_1 + F_2)/2$, откуда $F_2 = 2\langle F_2\rangle - F_1$. Соответственно, для точки i=3: $F_3 = 3\langle F_3\rangle - F_1 - F_2 = 3\langle F_3\rangle - 2\langle F_2\rangle$ и т.д. Величина погрешности определения $F_i(h)$ в этом алгоритме возрастает с увеличением h, однако критерием корректности будет то, что для больших h величина $F_i(h)$ должна стремиться к значению внутри массивного образца, определенному из независимого эксперимента.

Описанный переход от усреднённых к локальным величинам также может быть проведён для непрерывных функциональных зависимостей $\langle F(h)\rangle$ и $F(h)$. В этом случае требование для выбора шага $\Delta\ell n(h) = const$ отсутствует, однако по-прежнему требуется достаточно большое число экспериментальных точек и правильный выбор аппроксимирующей функции $\langle F(h)\rangle$ для них.

Данная методика успешно применена для получения распределений по глубине в диапазоне 0,1÷15 мкм величин микродеформаций, связанных с микронапряжениями 1-го рода, в закалённых, а также подвергнутых ионному или электронному облучению образцах с плоской поверхностью.

1. Иванов А.Н., Ягодкин Ю.Д. // Заводская лаборатория. 2000. Т. 66. №5, с.24-35.
2. Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Лотков А.И. // ЖТФ.2008,вып.7. Т.78,с.118-126.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НОРМАЛЬНЫХ И КАСАТЕЛЬНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

Мейснер Л. Л., Миронов Ю. П., Егоренкова Е. В.[*], Лотков А. И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
llm@ispms.tsc.ru; myp@ispms.tsc.ru
[*] *Томский государственный университет, Томск, Россия*

Результатом поверхностной модификации материала, в частности, проводимой электроннолучевым воздействием, может быть изменение структурно-фазового и напряжённого состояния поверхностного слоя, что определяет свойства материала. В работе исследованы структурно-фазовые состояния и микродеформации решетки фазы B2, обусловленной напряжениями 1-го рода, в поверхностных слоях (до 15 мкм) никелида титана после воздействия импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками; приповерхностная модифицированная область разделена на 3 слоя.

Исходный сплав $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ при комнатной температуре имел высокотемпературную B2-фазу и испытывал мартенситное превращение B2→B19’ при $M_H \approx 283$ К. Электронно-лучевую обработку поверхности образцов проводили в ИСЭ СО РАН. Она заключалась в многократном (до 50 импульсов) облучении низкоэнергетическим (до 30 кэВ) сильноточным (до 30 кА) электронным пучком (НСЭП) в режимах поверхностного плавления (2÷3 мкс, 3÷10 Дж/см^2) в условиях вакуума (~ 10^{-4} Па). Исследования проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения.

Показано, что в поверхностных слоях, обработанных НСЭП, параметр решётки B2-фазы изменяется в зависимости от направления измерений и толщины анализируемого слоя. Причиной такого изменения a_{B2} являются индуцированные электроннолучевой обработкой упругие напряжения 1-го рода, локализованные в приповерхностной модифицированной области образца. Они приводят к возникновению деформации сжатия вдоль нормали и растяжения в касательных направлениях к плоскости поверхности.

Результатом электронно-лучевой обработки явилось возникновение остротекстурированного поверхностного слоя со структурой B2 исходной фазы. Размер областей когерентного рассеяния в этом слое максимален в направлении нормали к поверхности (>200 нм) и превосходит средний размер кристаллитов в косых направлениях, что предполагает игольчатую морфологию кристаллизовавшихся из расплава зёрен. В этом слое обнаружена максимальная величина микродеформации, связанной с микронапряжениями 1-го рода, ($\varepsilon^I \approx \pm 1\%$). Толщина данного слоя находится в пределах 1÷3 мкм и зависит в первую очередь от энергетических параметров НСЭП в единичном импульсе.

Обнаружено возникновение мартенситной фазы B19’ деформационного происхождения, объемная доля которой изменяется по кривой с максимумом на глубине 3÷6 мкм. На этой же глубине наблюдается существенное понижение величины микродеформации решетки B2-фазы, обусловленной напряжениями 1-го рода. Предполагается, что именно способность материала к деформационному мартенситному фазовому превращению B2→B19’ способствует снижению внутренних напряжений в материале.

Работа выполнена по программе СО РАН (проект 3.6.2.1) и Гос. контракту № 02.523.11.3007.

КВАНТОВЫЕ ЭФФЕКТЫ В КИНЕТИКЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ

Слуцкер А. И., Гиляров В. Л., Поликарпов Ю. И., Каров Д. Д.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия
Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Электрическим разрушением диэлектриков принято называть наступление пробоя (образование проводящего канала) в диэлектрическом слое, находящемся между проводящими электродами при приложении напряжения между ними. Установлено, что пробой в этом случае выступает как событие не критического характера, т.е. происходящее при достижении некоторого предельного значения напряженности электрического поля (E), а как явление, имеющее кинетическую природу. Кинетический характер электрического разрушения проявляется в том, что пробой диэлектрика происходит при различных значениях E, но за различные времена τ_E – «электрическая долговечность». Это означает, что под действием поля в диэлектрике идут процессы, приводящие к пробою, которые состоят из последовательности элементарных актов.

Для полимеров при повышенных температурах установлено, что этими элементарными актами являются перескоки электронов (инжектированных из катода) по полю путем термофлуктуационных надбарьерных переходов из ловушки в ловушку. Накопление за счет такого транспорта электронов критического объемного заряда и вызывает пробой полимера.

В данной работе исследовалась кинетика электрического разрушения полимерных пленок (толщиной $20-30$ мкм) из полиэтилена, лавсана, полипропилена при низких температурах ($80-150$ К). Установлено конечное значение долговечности τ_E, зависящее от величины приложенного постоянного по знаку электрического поля E. Для лавсана в диапазоне $E = 0.4-0.6$ ГВ/м значение τ_E составляло 10^5-10^3 сек.

Если в области повышенных температур имела место резкая (экспоненциальная) зависимость долговечности от температуры, то в области низких температур зависимость $\tau_E(T)$ отсутствовала – «низкотемпературное плато». Это обстоятельство позволило сделать заключение о подбарьерном туннельном механизме транспорта электронов и описывать электрическую долговечность соответствующей «туннельной» формулой:

$$\tau_E \approx B \cdot \exp\left[-\frac{4(2m_e \cdot W_0^3)^{1/2}}{3\hbar e} \cdot E^{-1}\right],$$ где W_0 – высота барьера (глубина ловушек).

Определены значения $W_0 \approx 1.0-1.3$ эВ и длина туннельных «проскоков» электронов – ~ 1 нм.

Работа выполняется при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 08-03-00148).

1. Слуцкер А.И., Велиев Т.М., Алиева И.К. Алекперов В.А, Абасов С.А. ФТТ. 1990. Т. 32. №8. С. 2339
2. Закревский В.А., Сударь Н.Т. ФТТ. 2005. Т. 47. №5. С. 931
3. А.И. Слуцкер, В.Л. Гиляров, Ю.И. Поликарпов, Д.Д. Каров. Высокомол. соед. А. 2007. Т. 49. №10. С. 1790

О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ СИСТЕМ С МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНОЙ

Дамаскинская Е. Е., Куксенко В. С.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
kat.dama@mail.ioffe.ru

Известно, что во многих крупномасштабных объектах существуют дефекты больших размеров, развитие которых может привести к катастрофическому разрушению. Одним из механизмов разрушения является проскальзывание по готовому разрыву – stick-slip. Широко распространенным является представление о том, что stick-slip – это критический акт, который происходит внезапно. Однако, с позиций кинетической концепции прочности [1], stick-slip – это кинетическое явление, которое развивается во времени и пространстве. В данной работе была поставлена задача промоделировать явление stick-slip в лабораторном эксперименте и применить результаты эксперимента к анализу крупномасштабного разрушения.

В экспериментах в условиях всестороннего сжатия и одноосного нагружения в изначально целых образцах гранита формировался магистральный разрыв, проходящий через весь образец. Дальнейшее разрушение происходило в условиях постоянной скорости деформации и всестороннего сжатия. Для контроля за разрушением производилась регистрация сигналов акустической эмиссии (АЭ). Каждый сигнал характеризуется временем излучения, 3 координатами гипоцентра и амплитудой, приведенной к референс-сфере.

В эксперименте произошло два события, которые можно интерпретировать как stick-slip, поскольку наблюдалось резкое падение осевой нагрузки. Статистический анализ АЭ данных позволил выявить особенности развития разрушения. Использовался ранее сформулированный статистический критерий формирования локального очага [2], который базируется на двухстадийной модели разрушения гетерогенных материалов [2].

Обнаружено, что и в условиях существующего разрыва при увеличении нагрузки происходит накопление дефектов, формируются локальные очаги разрушения, развитие очагов приводит к образованию более крупных дефектов и увеличению локальных напряжений. В результате, напряжения достигают величины, необходимой для срыва стопора и проскальзывания. Все это позволяет говорить о кинетической природе явления stick-slip.

Полученные в лабораторном эксперименте результаты были применены для анализа развития такого крупномасштабного разрушения как землетрясение. Показано, что и на больших масштабах, проскальзывание по готовому разлому является кинетическим явлением, что позволяет говорить о принципиальной возможности прогнозирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 07-05-00542 и 09-05-00639а).

1. В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. (1974). 560 с.
2. Kuksenko V., N. Tomilin, E. Damaskinskaya, and D. Lockner. A two-stage model of fracture of rocks. // Pure Appl. Geophys, 1996. v.146, N2, p.253-263.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ ИЗ НЕЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

Пенкин А. В., Голосов Е. В., Иванов М. Б., Колобов Ю. Р.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, Белгород, Россия, penkin_av@bsu.edu.ru

Согласно последним исследованиям в области интенсивной пластической деформации (ИПД), самый эффективный способ фрагментировать структуру металла – создать достаточно жесткие условия нагружения, приводящие к существенному снижению пластичности. Для этой цели наиболее подходит схема «простой сдвиг» при обязательном условии – наличие достаточного гидростатического давления. Существующие современные способы ИПД не способны предложить технологию удовлетворительную по себестоимости в производстве сортового проката, в частности прутка.

Нами предлагается рассмотреть в качестве такого способа процесс винтовой прокатки (ВП). При ВП реализуется схема напряженного состояния, близкая к всестороннему сжатию с интенсивными сдвиговыми деформациями. В зависимости от технологических параметров ВП подразделяют на поперечно-винтовую прокатку (ПВП) и радиально-сдвиговую прокатку (РСП). Для получения подтверждения вышеописанной гипотезы и сравнения возможностей ПВП и РСП для формирования СМК структуры была проведена серия экспериментов. В качестве модельного материала использовался нелегированный титан ВТ1-0. Основной задачей исследования является получение прутка Ø12 мм с однородной СМК структурой. Для ее решения в качестве исходного материала был выбран пруток Ø 40 мм (ОСТ 1-90173). Обработку ВП проводили интервале температур 650ºС-400ºС от Ø40 на Ø20 с последующей сортовой прокаткой до Ø 12 мм. Температурный интервал выбирался исходя из условий отсутствия рекристаллизации. В качестве модельного эксперимента для сравнения интенсивности и степени проработки структуры при ПВП и РСП была проведена ВП заготовок Ø20 мм с крупнозернистой структурой до Ø16 (при температуре заготовки 400 ºС) с заранее нанесенным дефектом в виде продольной бороздки, по которой контролировали угол подъема винтовой линии, характеризующий степень сдвига при ВП. С целью детализации структурного состояния прутка Ø16 полученного ПВП провели исследование структуры и текстуры методом EBSD, а так же построили 3D реконструкцию микроструктуры. Исследование микроструктуры прутков Ø12 полученных сочетанием винтовой и сортовой прокаток, было выявлено, что ПВП дает более глубокую проработку структуры, чем РСП. Подтверждением этого являются результаты исследования модельных образцов Ø16. При одном проходе РСП угол подъема винтовой линии в разы меньше, чем при ПВП. При анализе микроструктуры прутка Ø12 после ПВП была обнаружена практически глобулярная УМЗ структура со средним размером зерна 2мкм во всем объеме образца, т. е. ПВП дает результаты, сравнимые с известными методами ИПД (РКУП и abc ковка).

Таким образом, подбор рациональных режимов (траекторий и температурно-скоростных интервалов) деформации позволяет использовать преимущества винтовой прокатки по проработке структуры за счет реализации интенсивной сдвиговой компоненты деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ПРОМЫШЛЕННОГО СОРТАМЕНТА

Кузьменко И. Н., Колобов Ю. Р., Иванов М. Б., Голосов Е. В.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского госуниверситета, Белгород, Россия
Kolobov@bsu.edu.ru

Фаворитом среди современных металлических биоматериалов является титан и сплавы на его основе [1,2]. В последние десятилетия утвердилась тенденция к исключению из состава титановых сплавов легирующих компонентов, оказывающих аллергическое или токсическое воздействие на организм. Одним из компромиссных вариантов сохранения высокой биохимической совместимости при необходимости повышения комплекса механических свойств титановых сплавов является развитый ранее подход, базирующийся на идеи формирования субмикрокристаллического (СМК) или наноструктурного (НС) состояний в титане технической чистоты [2,3], не содержащего вредных для живого организма легирующие элементы , таких как ,например, в широко используемых во всех медицинских сплавах системы Ti–Al–V. Известно, что Al и V оказывают отрицательное воздействие на живой организм.

В данной работе представлены результаты исследования механических свойств НС сплава ВТ1-0 (доля зерен размером менее 100нм более 30%), получаемого в форме прутков и пластин в сортаменте, необходимом для изготовления медицинских имплантатов. Прутки с однородной по сечению НС имели средний размер элементов зерно-субзеренной структуры ~150 нм. Показано, что оптимальной высокопроизводительной и малозатратной технологией для получения указанного материала является сочетание радиально-сдвиговой, винтовой и сортовой прокаток и последующей термической обработкой для снятия внутренних напряжений. Исследование микроструктуры проводилось на растровом электронном микроскопе с полевой эмиссией Qunta 600 FEG,в том числе в режиме дифракции обратно рассеянных электронов.

Механические испытания на растяжение были проведены при комнатной температуре на машине Instron 5880 со скоростью деформации 1,5 мм/мин, твердость- микротвердомере 402MVD, усталость – высокоскоростная машина для испытаний на усталость при изгибе с вращением модели Р.Р. Мура с частотой 50 Гц. Диаметр рабочей части образца на усталость ∅5 мм. Учитывая особую важность усталостной прочности, исследования были проведены как на гладких образцах, так и образцах с надрезами (R0.5 и V-образном с R0.1 у основания, имитирующим резьбовую канавку).

Формирование НС структуры привело к значительному повышению предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_B (почти в два раза) по сравнению с его исходным состоянием при сохранении высокой пластичности. Предел выносливости гладких образцов значительно превосходил его крупнозернистый аналог и, в отличие от крупнозернистого, обладал воспроизводимостью результатов. Механические свойства НС титана по всем параметрам не уступают свойствам легированного титана ВТ6.

Наиболее интересные результаты были получены при испытании на кручение готовых имплантатов – винтов для остеосинтеза. Согласно результатам испытаний, винты из НС сплава ВТ1-0 не только не уступают по прочности соответствующим из сплава ВТ16, но и демонстрируют чрезвычайно высокую пластичность (максимальный угол до разрушения при кручении).

1. Thull R. Naturwissenschaftliche Aspekte von Werkstoffen in der Medizin (Естественно-научные аспекты материалов в медицине) // Naturwissenschaften. – 1994, № 81, s. 481-488.

2. Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Сагынбаев Е.Е. и др. Структура, механические и электрохимические свойства ультрамелкозернистого титана. Изв. вузов. Физика-2000, №1, с. 77-85.
3. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Новосибирск.:Наука. 2001. С. 232

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СОДЕРЖАНИЯ ХРОМА НА РАЗВИТИЕ УГЛЕКИСЛОЙ КОРРОЗИИ

Иоффе А. В., Выбойщик М. А.*, Трифонова Е. А., Суворов П. В.

ООО «Самарский научно-технический центр»,
** Тольяттинский государственный университет,*
rrollfather@tltsu.ru

Последнее время создан ряд сталей, устойчивых к водородному растрескиванию и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, однако при транспортировании CO_2-содержащих сред ярко проявляется углекислая коррозия.

Изучали механические свойства и коррозионную стойкость сталей с различным содержанием хрома и молибдена, которые подвергали термообработке по двум режимам: закалка + высокий отпуск (улучшение) и нормализация + высокий отпуск (табл.1). Для сравнения полученных результатов по скорости коррозии взята сталь 20. Используемая термообработка обеспечила получение структуры зернистого сорбита, который имеет наиболее высокую коррозионную стойкость.

Таблица 1. Механические и коррозионные свойства исследуемых сталей

Марка стали	Режим термической обработки	$\sigma_в$, кгс/мм^2	$\sigma_т$, кгс/мм^2	δ, %	Ударная вязкость, KCV^{-40C}, кгсм/см^2	Скорость коррозии, мм/год
15Х5М	Закалка+ Отпуск	73,2	57,8	20,0	28,1	0.50
15Х5М	Нормализация+ Отпуск	72,5	59,0	23,0	28,3	0.30
10Х2М	Закалка+ Отпуск	68,4	60,2	26,7	28,4	1.31
10Х2М	Нормализация+ Отпуск	64,8	58,2	24,0	28,0	1.01
15ХФА	Закалка+ Отпуск	44,3	29,4	34,0	35,3	1.19
Сталь 20	Закалка+закалка с МКИ+отпуск	59,3	41,7	27,3	30,1	1,60

Показано, что продукты коррозии содержат карбонаты железа ($FeCO_3$), карбиды $(FeCr)_7C_3$ и аморфные фазы хрома $Cr(OH)_3$ и $Mo(OH)_3$, которые в 6–8 раз более обогащены хромом и 10–13 раз молибденом по сравнению с их содержанием в сталях. Хром и молибден содержащие фазы блокируют основной металл от контакта с транспортирующей средой и замедляют развитие коррозии. Стали 10ХМ2М и 15Х5М после нормализации + отпуск имеют коррозионную стойкость на 25–40% выше, чем после закалка + отпуск.

НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫЕ ТРУБЫ ПОВЫШЕННОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ

Иоффе А. В., Тетюева Т. В., Выбойщик М. А.*, Трифонова Е. А., Луценко Е. С.

ООО «Самарский научно-технический центр»,
** Тольяттинский государственный университет,*
rrollfather@tltsu.ru

В настоящее время транспортируемые среды на нефтяных месторождениях характеризуются наличием растворенных CO_2 и H_2S, соответственно карбонатная и сероводородная коррозии являются основными причинами разрушения труб. Для повышения эксплуатационной стойкости насосно-компрессорных труб нами предложено использовать сталь 15Х5М, содержащую хром (4,5вес%) и молибден (0,5вес%), что должно обеспечить устойчивость к углекислой и сероводородной коррозиям. Кроме легирования высокие механические и коррозионные свойства обеспечивают распределение, дисперсность и состав карбидной фазы, которые можно получить при рациональном выборе режимов отпуска закалочных структур. В качестве исходного состояния стали 15Х5М перед отпуском использовали бейнитные структуры, полученные после нормализации с 910° С, как имеющие меньший фазовый наклеп по сравнению с охлаждением в воде.

Изучали влияние однократного отпуска в интервале температур 690–790° С и двойного отпуска на механические свойства и коррозионную стойкость (табл.1). Также исследовали дисперсность и распределение карбидов (растровая микроскопия) и дифракционный состав карбидной фазы (электронная микроскопия на просвет)

Таблица 1. Влияние термообработки на механические свойства и коррозионную стойкость труб из стали 15Х5М.

Вид термической обработки	Твердость		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	KCV, Дж/см^2 доля вязкой составляющей в изломе %		K_{1ssc}, МПа·м$^{1/2}$	$\sigma_{th}/\sigma_{0,2}$	Скорость коррозии	
	HRC	HRB				-50°С	-70°С			В H_2S, мм/год	В CO_2, мм/год
Нормализация +отпуск 690°С			686,0	568,4	16,0	58,8		16,0	0,55		
Нормализация +отпуск 710°С			635,8	568,4	21	196,0		21,0	0,6		
Нормализация +отпуск 730°С			744,8	646,8	20,0	137,2		20,0	0,6	0,30	0,48
Нормализация +отпуск 770°С	19,5	98,5	734,8	604,5	24,0	176,4 (100%)	171,3 (100%)	29,0	0,75	0,30	0,45
Нормализация +отпуск 790°С	14	94	631,8	502,9	22,5	196,0 (100%)	168,9 (100%)	30,3	0,8	0,30	0,30
Нормализация +отпуск 790°С+отпуск 670°С	13	93,5	720,2	587,5	20,6	212,7 (100%)	212,5 (100%)	31,2	0,8	0,20	0,2
Требования API 5CT гр.пр. L80			655	552-655	-	-	-				

Нормализация и двойной отпуск (790° С + 670° С) позволили одновременно получить для обсадных и насосно-компрессорных труб из стали 15Х5М высокие прочностные характеристики (группа прочности L80, стандарт API 5CT), хладостойкость (KCV -70° С = 212 Дж/см^2) и высокую устойчивость к сероводородной и углекислой коррозиям.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СЖАТИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБ

Выбойщик М. А., Быков Р. Н., Николаев Е. А.

ТГУ, Тольятти, Россия, rrollfather@tltsu.ru

Остаточные напряжения возникают практически на всех стадиях обработки и формообразования труб и в большинстве случаев обеспечивают появление на поверхности растягивающих остаточных напряжений. Наличие в поверхностных слоях металлических изделий растягивающих напряжений во многих случаях является основной причиной разрушения. В нефтедобывающей промышленности в большинстве случаев причиной отказов труб является внутренняя и внешняя коррозия – 91% [1].

Исследования показывают, что поверхностные остаточные напряжения сжатия значительно повышают работоспособность металлических изделий в условиях реальной эксплуатации, повышая коррозионную стойкость.

Создан способ окончательной термической обработки (ОТО) труб для формирования в поверхностных слоях остаточных напряжений сжатия [2]. Способ заключается в неравномерном нагреве труб до температуры ниже A_{c1} и последующем быстром охлаждении. Теоретические расчеты распределения остаточных напряжений при различных типах и параметрах обработки, а так же результаты измерений показали, что на поверхности труб можно получить остаточные напряжения сжатия в диапазоне 300…400МПа.

Исследования влияния остаточных напряжений сжатия на коррозионную стойкость проводили на патрубках, вырезанных из труб, из трубных сталей 10, 20, 20С, 23Г2А, 30ХМА, 37Г2С и 45ГБ. Влияние остаточных напряжений оценивали сравнивая результаты механических и коррозионных свойств образцов без обработки и прошедших ОТО после их выдержки в течение 720 часов в коррозионной среде (стандарт NACE TM 01–77). В подавляющем большинстве случаев воздействие ОТО проявлялось в меньшей деградации образцов в коррозионной среде и как следствие меньшей потерей механических свойств по сравнению с образцами, вырезанными из труб обычного производства.

1. Завьялов, В.В. Проблемы эксплуатационной надежности трубопроводов на поздней стадии разработки месторождений / В.В. Завьялов. – М.: ОАО «ВНИИО-ЭНТ», 2005. – 322 с.
2. Пат. № 2299251 РФ. Способ термической обработки труб / В.И. Пузенко, А.М. Николаев, М.А. Выбойщик, Е.А. Николаев, А.И. Утриванов, Г.В. Егорова, Р.Н Быков, В.П. Ольберг // заявл. 19.01.2006; опубл. 20.05.2007, Бюл. 2007/14.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ ПОЛОС ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛЕ МЕДИ

Свирина Ю. В.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Нижний Новгород, Россия, svirina@phys.unn.ru

Исследование эволюции микроструктуры в процессе пластической деформации имеет большое значение для понимания закономерностей фрагментации в монокристалле. Экспериментальные данные исследования микроструктуры методом дифракции

отраженных электронов (EBSD) [1] показывают, что в процессе деформации в монокристалле меди формируется полосовая структура. Полосы переориентации состоят из областей, выстраивающихся почти перпендикулярно основной системе скольжения и характеризующихся различными локальными разориентировками (Рис. 1 а).

В настоящей работе предложена модель, позволяющая объяснить возникновение внутренней структуры в полосах переориентации, образующихся в монокристалле меди, под действием сдвигового напряжения. Основываясь на предположении, что внутри полосы сдвиг идет только по одной основной системе скольжения, а вне ее также по единственной вторичной системе скольжения, показано, что накопление дефектов на границе полосы приводит к возникновению внутренних полей напряжений. Это в свою очередь приводит к перераспределению дислокационного ансамбля внутри полосы и формированию разориентированной структуры. Компьютерное моделирование в рамках подхода [2], рассматривающего самосогласованное движение ансамбля дислокаций в полях внутренних и внешних напряжений позволяет получить хорошее качественное и количественное соответствие с экспериментальными данными [1]. Показано, что структура внутри полосы переориентации формируется в процессе скольжения дислокаций в полях внутренних напряжений и представляет собой стенки дислокаций, ориентированные перпендикулярно к линии скольжения дислокаций (Рис. 1 б). Дислокационная структура и данные по разориентировкам, полученные в результате компьютерного моделирования хорошо согласуются с экспериментально определенными значениями.

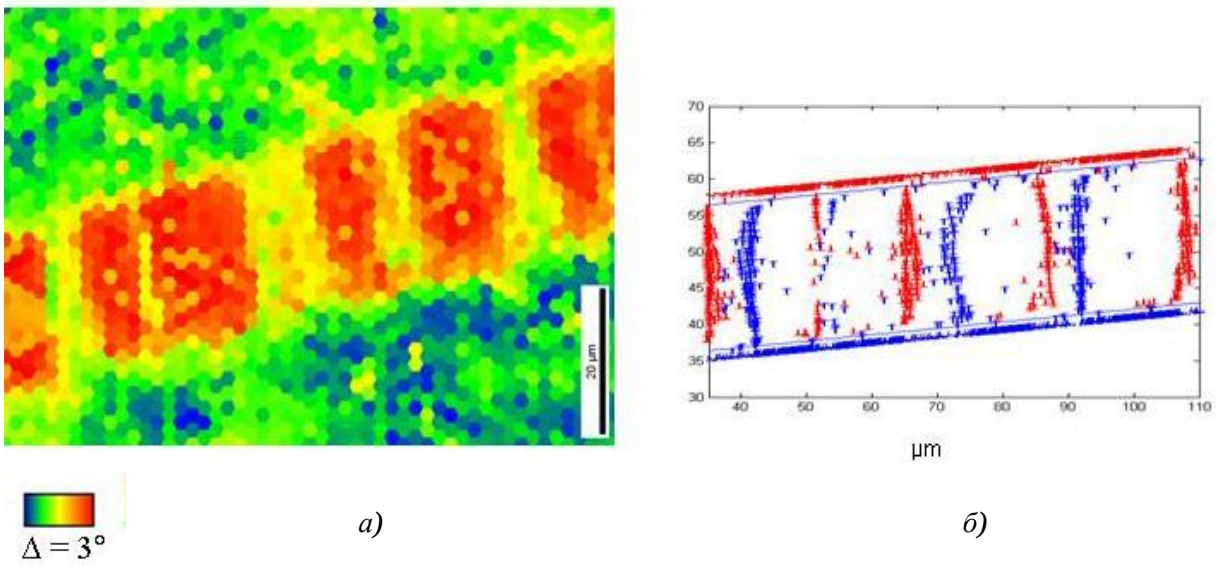


Рис.1. а) – Экспериментальные данные исследования микро структуры (EBSD).Области с различными - разориентировками в полосе переориентации (красн.). б) – Структура полосы переориентации, полученная в рамках дискретного дислокационного подхода

1. O. Dmitrieva, P.W. Dondl, S. Muller, D. Raabe, Deformation Laminate Microstructures in Shear-Deformed Copper Single Crystals, Scientific Report 2007/2008 of Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, Düsseldorf, p. 183
2. V.N. Perevezentsev, G.F. Sarafanov, Computer simulation of terminated sub-boundary formation in the disclination elastic field, Materials Science and Engineering: A, V. 503, (2009), Pages 137-140

ВЛИЯНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ПРИМЕСИ

Малашенко В. В.

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

Дислокационная стенка, являющаяся одной их моделей границы двух блоков или субзерен, возникает благодаря взаимодействию краевых дислокаций, движущихся в параллельных плоскостях скольжения [1]. Такая граница обладает высокой подвижностью. Под действием внешних напряжений она может перемещаться, что приводит к изменению структуры поликристалла. На стадии легкого скольжения, особенно при больших деформациях или локальном действии изгибающих моментов, в кристалле образуются небольшие группы из двух-трех дислокаций, выстроенных одна над другой. Такие группы можно назвать зародышами дислокационной стенки. Имеющиеся в кристалле точечные дефекты (вакансии, примеси, междоузельные атомы) могут оказывать существенное влияние на скольжение дислокаций. В случае высоких ударных нагрузок движение дислокаций приобретает динамический характер: кинетическая энергия дислокации превосходит энергию взаимодействия с дефектом [2]. Одним из основных механизмов диссипации при таком скольжении является необратимый переход кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения. Сила торможения дислокации точечными дефектами зависит в этом случае от вида спектра дислокационных колебаний [3-7]. Взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний – в нем появляется щель, величина которой определяется силой дислокационного взаимодействия, т. е. зависит от расстояния между дислокациями и упругих констант кристалла [4]. При движении зародыша из трех дислокаций результирующая сила, действующая на среднюю дислокацию, отличается от сил, действующих на крайние, различной будет и величина щели в их спектрах, а, следовательно, различными будут и силы, действующие на эти дислокации со стороны точечных дефектов. Это приводит к возбуждению нелинейных колебаний такой дислокационной системы. При высоких скоростях скольжения и больших концентрациях дефектов возможна ситуация, когда амплитуда возникших колебаний превысит критическое значение, притяжение дислокаций сменится отталкиванием, исследуемая конфигурация дислокаций потеряет устойчивость и средняя дислокация оторвется от данной дислокационной системы. Поскольку данный механизм диссипации является температурно-независимым, роль его возрастает при понижении температуры, когда эффективность фононных механизмов значительно снижается.

1. Ж. Фридель, Дислокации, Мир, Москва. 626с. (1967).
2. M. Molotskii. Appl. Phys. Let. **93**, 051905, 1 (2008).
3. В.В. Малашенко. ЖТФ **76,** №6, 127 (2006).
4. В.В. Малашенко. ФТТ **48,** №3, 433 (2006).
5. В.В. Малашенко. ФТТ **49,** №1, 78 (2007).
6. В.В. Малашенко. ФТТ **49,** №4, 641 (2007).
7. В.В. Малашенко. ФТТ **51,** №4, 703 (2009).

УСТОЙЧИВОСТЬ МИКРОТРЕЩИН В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ

Малашенко В. В.

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

Экспериментально установлено, что хрупкий кристалл в условиях гидростатического сжатия становится пластичным после превышения некоторого критического давления [1]. Хрупко-пластический переход в гидростатически сжатых кристаллах считается одним из наиболее значительных эффектов влияния давления на пластическую деформацию, а гидроэкструзия является одним из перспективных методов создания материалов с заданными свойствами, в частности, совмещающих высокую пластичность с высокой прочностью [2]. Согласно [1], основные физические факторы, приводящие к возникновению хрупко-пластического перехода, - это делокализация пластической деформации в условиях гидростатического сжатия совместно с торможением процесса распространения трещин.

Гидростатическое давление не создает сил, действующих на обычные дислокации. Однако на раскалывающие дислокации [3], образующие трещину, действует реальная выталкивающая сила [4].

Самосогласованная система сингулярных интегральных уравнений, описывающая распределение дислокаций в скоплении и раскалывающих дислокаций в трещине, весьма сложна и нахождение ее точного аналитического решения не представляется возможным. Авторы [1] решили поставленную задачу, пренебрегая влиянием трещины на скопление. Это справедливо, например, в случае, когда размеры зарождающейся микротрещины меньше размеров скопления. При этом допущении система распадается на независимые уравнения. В результате проведенного анализа авторы пришли к выводу, что в области практически используемых давлений длина трещины C связана с числом трещинообразующих дислокаций соотношением $C = a\,m^2$ (коэффициент пропорциональности a не зависит от давления). Размеры трещины убывают обратно пропорционально квадрату гидростатического давления.

Однако при определенных условиях, являющихся предметом исследования настоящей работы, зависимость длины зародившейся микротрещины от числа раскалывающих дислокаций становится функцией величины гидростатического давления [5], в частности, коэффициент пропорциональности начинает убывать обратно пропорционально величине гидростатического давления, а длина трещины становится пропорциональной не второй, а первой степени m. В результате реализации данных условий изменяется зависимость размеров трещины от величины гидростатического давления, при этом критическое давление, выше которого гидростатическое сжатие начинает существенно влиять на процесс зарождения и развития микротрещин, по порядку величины остается прежним.

1. А. В. Леонтьева, В. А. Стрельцов, Э. П. Фельдман. ФТВД.- Т. 22.- 1986.- С.16.
2. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос. ФТВД.-Т.9, №3.-1999.
3. Б. Билби, Дж. Эшелби. Разрушение.- Мир(М).-1973.
4. V.A. Solovev, V.A. Strelsov. Phys. Stat. Sol.(a).-V.49.- 1978.-P. 145.
5. В.В. Малашенко, Т.И. Малашенко. ФТВД.-Т.10, №1.-2000.- С.45.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Кустов А. И.*, Мигель И. А.

**Воронежский государственный педагогический университет, Россия*
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия

Известно, что работоспособность материалов определяется параметрами их структуры и характеристиками системы дефектов. Решение задачи эффективного контроля параметров структуры и характеристик дефектов успешно осуществляется в последние 10–15 лет методами акустомикроскопической дефектоскопии [1]. Наиболее важные из них – визуализации и V(Z)–кривых. Набор акустомикроскопических параметров позволяет надёжно оценивать работоспособность изучаемого материала, прогнозировать её изменение при различных внешних воздействиях.

В данной работе объекты изучения - стали, подвергнутые различным внешним воздействиям. Для них рассчитывались значения физических свойств с помощью сканирующего акустического микроскопа CAM. Режим визуализации с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволяет получить акустическое изображение структуры объекта на различной глубине. Снимки позволяют надежно рассчитывать размеры отдельных зерен, оценивать их форму. Известно, что эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. При этом по изменению размера зерна, в соответствии с законом Холла-Петча, $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k\ d_з^{-1/2}$, можно рассчитать, например, $\sigma_{0,2}$. Оценка степени деформации, в том числе ее значительных локальных изменений, производилась по трансформации формы отдельных зерен, что просто и надежно с применением акустической визуализации.

Другим базовым методом акустической микроскопии является метод V(Z)-кривых [2]. Он позволяет непосредственно рассчитывать значения скоростей акустических волн (u_R), величину упругих неоднородностей, оценивать степень их опасности, как по форме, так и по плотности в растре. Разработанная методика обеспечивает и экспрессный расчет $d_з$, который подтверждается данными акустической визуализации.

Одной из целей нашей работы было определение прочностных характеристик. В качестве критерия прочности был выбран условный предел текучести □□. Прочность оценивалась как в режиме визуализации, так и по V(Z)–кривым. Первый метод предполагал визуальное измерение размера зерна материала $d_з$ с параллельной оценкой величины $\sigma_{0,2}$ стандартными методами. Затем использовалось уравнение Холла-Петча, из которого для различных экспериментальных точек рассчитывались значения $\sigma_{0,2}$ и k. По экспериментальной кривой определяли $\sigma_{0,2}$ для выбранных значений $d_з$.

Другой акустомикроскопический метод заключался в измерении величин υ_R, расчете модулей E и G. Оценка значений предела прочности проводилась в соответствии с известным выражением $\sigma_{0,2} \cong \dfrac{G}{10^2 \cdot n \cdot \pi}$. Сравнение полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что измеряя υ_R можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$, а также предельность состояния материала по величине дисперсии физических величин.

1. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998. т.24. №6. с.817-824.
2. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

Кустов А. И.*, Мигель И. А.

**Воронежский государственный педагогический университет, Россия*
Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия

Целью настоящей работы являлось наблюдение и анализ структуры металлических материалов, а также определение значений их физико-механических параметров методами акустомикроскопической дефектоскопии (АМД).

Известно, [1,2], что методы АМД позволяют визуализировать подповерхностную структуру металлов, рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн (ПАВ) в них. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн, степень анизотропности структуры и проч. [3]. На рис.1 представлен пример визуализации структуры стали на глубина ~ 10 мкм.

Полученные тренды экспериментальных зависимостей величин позволили найти экстремальные значения (N) параметров воздействия на образец. Пример использования информационных технологий для расчета оптимального времени проведения процесса и выявления экстремального числа циклов нагрузки приведен на рис. 2.

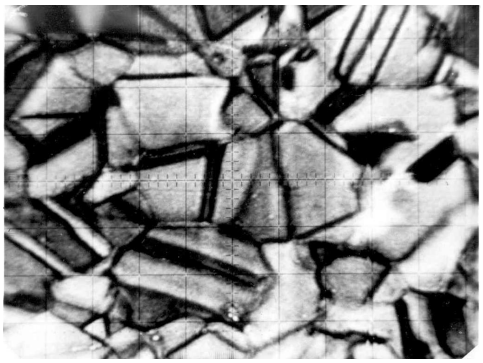


Рис. 1. Акустическое изображение полированной поверхности образца ст.06Х14Н8МД2Т, Hg, масштаб: 18 мкм/дел., Z = - 11 мкм.

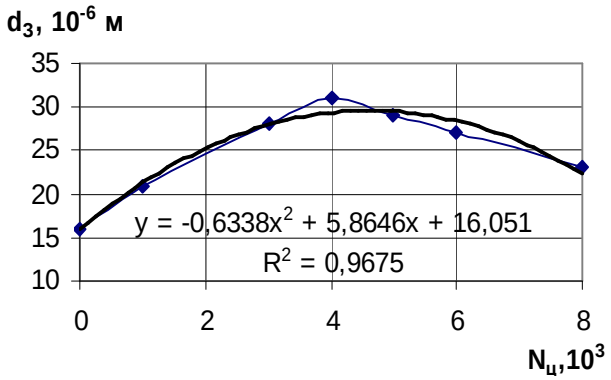


Рис. 2. Изменение среднего размера зерна стали 16ГС в зависимости от числа ($N_ц$) циклов нагрузки

В результате проведения акустомикроскопической визуализации нормализованных образцов, а также исследований на оптическом микроскопе установлено, что структура низкоуглеродистой стали 16ГС, состоящая из перлита и феррита, в процессе малоциклового нагружения практически не изменяется. Наблюдается увеличение среднего размера зерен от 16 до 30 мкм при нагружении до $3 \cdot 10^3$ циклов. При дальнейшем увеличении числа циклов до $7 \cdot 10^3$ – $8 \cdot 10^3$ происходит уменьшение среднего размера зерен до 22 мкм. Применяя функцию-оптимизатор “Поиск решения” рассчитывали значения коэффициентов корреляции, определяли уравнения зависимостей физических параметров, вычисляли критические величины для числа циклов нагрузки.

Проведенные эксперименты подтверждают эффективность диагностики и контроля свойств материалов с использованием методов акустомикроскопической дефектоскопии.

1. Кустов А.И. // “Физика и химия стекла”, 1998, т.24, № 6, с.809-816.
2. Wilson R. G., Weglein R. D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 —3275.
3. Kustov A.I., Migel I.A. // Hydrogen materials …, NATO Science Series, A.
4. Chemistry and Biology, Springer, 2007, p. 451-458.

НАПРЯЖЕНИЯ И ПЕРЕМЕЩЕНИЯ В СОСТАВНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Какулия Ю.Б.

Российский государственный Социальный университет, филиал в г. Анапа, Россия,
kakuliyay@mail.ru

Цилиндрические элементы из сплавов с эффектом памяти формы находят широкое применение в различных областях техники, в частности, в термомеханических соединениях. При проектировании конструкций с такими элементами все более актуальной становится проблема возможности прогнозирования возникающих в них напряжений и деформаций. В рамках этой проблемы для осесимметричной задачи механики деформируемых тел проведено моделирование напряженно-деформированных состояний в составном цилиндре, выполненном с использованием сплава, испытывающего мартенситное превращение. Применяли численный метод, разработанный на основе метода конечных элементов с использованием уравнений структурно-аналитической теории прочности.

Объектом исследования служил толстостенный цилиндр из сплава с мартенситными превращениями первого рода, в который без зазора был вставлен другой цилиндр из материала с «традиционными» свойствами.

Температурно-силовое воздействие на исследуемый объект заключалось в задании внутреннего давления и изменении температуры в полных интервалах фазовых превращений. Моделирование проводили для двух вариантов расчётной схемы: со свободными и закрепленными от осевых перемещений торцами. Учитывались напряжения, обусловленные упругими, температурными и фазовыми деформациями. Скорость изменения температуры выбирали очень малой, что позволило пренебречь эффектами, обусловленными неравномерным распределением температуры по сечению цилиндра. Это избавляло от необходимости решать задачу теплопроводности.

Полученные расчетные данные позволили выявить основные закономерности изменения напряжений в исследуемом объекте. Исследовано распределение напряжений по толщине стенок цилиндров на различных этапах температурно-силового воздействия на исследуемый объект. Установлены распределения напряжений, остающихся после завершения температурно-силового воздействия, а также остаточные напряжения на поверхности контакта цилиндров. Изучены закономерности изменения радиальных перемещений точек цилиндров.

СНЯТИЕ ВЫРОЖДЕНИЯ ПО ОРИЕНТАЦИЯМ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА

Кащенко М. П., Чащина В. Г., Вихарев С. В.

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия,
mpk46@mail.ru

В [1] предложена динамическая модель формирования регулярной структуры двойников превращения при γ−α мартенситном превращении, совместимая со сверхзвуковой скоростью распространения управляющего волнового процесса (УВП). УВП представляет собой суперпозицию относительно длинноволновых квазипродольных волн (ℓ-волн), действующих согласованно с относительно коротковолновыми продольными составляющими (s-волнами). ℓ-волны несут пороговую деформацию типа “растяжение-сжатие” и ответственны за формирование пластинчатой формы кристалла мартенсита и его габитуса. s-волны играют главную роль при формировании основной компоненты двойниковой структуры (ДС). Волновые нормали s-волн $\mathbf{n_s}$ направлены вдоль ортогональных осей симметрии четвертого порядка, например $[100]_\gamma$ и $[010]_\gamma$. Возбуждение s - волн связывается с активизацией отдельной колеблющейся ячейки в форме вытянутого прямоугольного параллелепипеда, с ребрами вдоль осей $<100>_\gamma$. Очевидно, что s – волны, со скоростями $\mathbf{v_s} \| \pm [100]_\gamma$ и $\mathbf{v_s} \| \pm [010]_\gamma$, способны при наложении обеспечить коротковолновую деформацию типа “растяжение-сжатие” в полосах, ориентации $(110)_\gamma$ и $(1\bar{1}\,0)_\gamma$ границ которых равновероятны. Показано, что ℓ-волна, несущая деформацию сжатия, осуществляет отбор в пользу одной из двух возможных ориентаций границ раздела ДС. Для определенности считается, что сжатие несет волновой s-пучок, бегущий вдоль $[100]_\gamma$, а растяжение – s-пучок, бегущий вдоль $[010]_\gamma$ или вдоль $[0\bar{1}\,0]_\gamma$. При конечных деформациях в стесненных условиях, как отмечено в [2], имеет место поворот превращающейся решетки, связанный (вполне определенно) с направлениями распространения управляющих волн и характером переносимой ими деформации. При переходе от пар направлений $\mathbf{n_{2s}} = [100]_\gamma$ и $\mathbf{n_{1s}} = [010]_\gamma$ к $\mathbf{n'_{2s}} = \mathbf{n_{2s}} = [100]_\gamma$ и $\mathbf{n'_{1s}} = -\mathbf{n_{1s}} = -[010]_\gamma$ ориентация оси поворота $\mathbf{n_s}$ (коллинеарная $[001]_\gamma$) меняется на противоположную. При учете поворота решетки должен выигрывать тот вариант, при котором в ходе поворота растет величина проекции оси коротковолнового s- сжатия на направление $\mathbf{n_{2\ell}} = [\cos\psi\ \sin\psi\ 0]_\gamma$ сжатия в ℓ-пучке, поскольку при этом будет реализоваться положительная обратная связь для развития процесса сжатия решетки. В анализируемом примере такое возрастание проекции поворачивающейся оси $\mathbf{n_{2s}}$ на $\mathbf{n_{2\ell}}$ имеется для полос с границами $(110)_\gamma$ при $0<\psi<45^\circ$. Таким образом, происходит снятие имевшегося двукратного вырождения по возможным ориентациям границ раздела ДС. Очевидно, что при ориентации $\mathbf{n_{2\ell}}$ строго вдоль $\mathbf{n_{2s}} = [100]_\gamma$ (в случае $\psi=0$) ℓ-пучок не снимает вырождение в ориентации границ, разделяющих компоненты ДС.

1. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Вихарев С.В., Иванов С.В. Динамические модели формирования двойникованных кристаллов при мартенситных превращениях // XVII Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 10-12 апреля 2007г.: сборник материалов. Ч. II. СПб.. 2007. С. 278-280.
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Кристаллодинамика ОЦК-ГПУ мартенситного превращения. II. Морфология мартенсита. //ФММ. 2008. Т. 106. № 1. С. 16-25.

КРИСТОННЫЙ МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛОС СДВИГА В МОНОКРИСТАЛЛАХ B2 ФАЗЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Кащенко М. П., Семеновых А. Г., Чащина В. Г.

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия,
mpk46@mail.ru

В рамках кристонной модели [1] анализируются данные [2] о полосах сдвига с границами {hhℓ}: {113}, {332}, {225}, {114} в сплавах на основе TiNi. Интерпретация [2] переориентаций решетки внутри полос как следствия прямых плюс обратных мартенситных превращений по альтернативным системам, в принципе, конструктивна. Трактовка же ориентировок границ как инвариантных плоскостей, обеспечивающих минимизацию упругой энергии, на наш взгляд, мало продуктивна, поскольку ориентировка границ содержит информацию о динамическом процессе распространения объемных носителей сдвига (кристонов). При границах {hhℓ} кристоны несут сдвиг в $<\ell\ell 2\bar{h}>$-направлениях и инициируют рост кристаллов мартенсита деформации. С этих позиций спектр ориентировок границ полос получает простое объяснение. Действительно, задав сдвиг диадой $S\vec{\tau}\cdot\vec{n}$ и проведя полярное разложение тензора $\hat{T} = \hat{1} + S\cdot\vec{\tau}\cdot\vec{n} = \hat{\Lambda}\,\hat{\omega}$, где $\hat{1}$ – единичный тензор, $\hat{\Lambda}$ – тензор деформации, $\hat{\omega}$- тензор поворота, $S = 2^{\operatorname{tg}\omega}$, находим собственные векторы $\vec{\xi}_{1,2}$ тензора $\hat{\Lambda}$:

$$\vec{\xi}_{1,2} \parallel \vec{n} \pm \lambda_{1,2}\vec{\tau}, \quad \lambda_{1,2} = \frac{1 \pm \sin\omega}{\cos\omega}, \quad \vec{n} = \frac{<hh\mathbf{l}>}{\sqrt{\mathbf{l}^2 + 2h^2}}, \quad \vec{\tau} = \frac{<\mathbf{l}\,\mathbf{l}\,2\bar{h}>}{\sqrt{2\mathbf{l}^2 + 4h^2}}. \qquad (1)$$

Согласно [3] и расчетам упругих полей дислокационных центров зарождения, можно ожидать, что для реализации $B2-\alpha'$ (ГПУ) мартенситного превращения в сплавах TiNi $\vec{\xi}_1$ и $\vec{\xi}_2$ должны быть близки к направлениям $\vec{\xi}_{10} \parallel [2\bar{2}1]$ и $\vec{\xi}_{20} \parallel [\bar{1}14]$. Из (1) можно установить $\vec{\tau}\cdot$ и $\vec{n}$, соответствующие малым пороговым деформациям для $B2-\alpha'$ превращения. Используя приближение малых углов ($\omega\to 0$, $\lambda_{1,2}\approx 1$) и условия $\vec{\xi}_1 \approx \vec{\xi}_{10}$, $\vec{\xi}_2 \approx \vec{\xi}_{20}$, из (1) находим $\vec{n}_{1,2} \approx \vec{\xi}_{10} \pm \vec{\xi}_{20}$, или $\vec{n}_1 \sim [113]$ и $\vec{n}_2 \sim [332]$, то есть границам {113}, {332} отвечают малые пороговые деформации. Ориентировки {113} доминируют, так как соответствуют устойчивым кристонам [1]. Образование при росте деформаций полос с границами {225} и {114}, соответствует модификации кристонов и возрастанию начальных отклонений векторов $\vec{\xi}_1$ и $\vec{\xi}_2$ от направлений $\vec{\xi}_{10}$ и $\vec{\xi}_{20}$ по сравнению со случаями границ {113} и {332}.

1. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. // Физическая мезомеханика. 2003. N1, С.95-122.
2. Евтушенко О.В. Закономерности и механизмы механического двойникования в монокристаллах B2 фазы никелида титана: автореферат дисс. к.ф.-м. наук. Томск. 2008.
3. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994.304 с.

ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА В ТЕХНИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПУТЕМ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ ПО РАЗНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

Барахтин Б. К., Барахтина Н. Н., Лебедева Н. В., Осокин Е. П.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия,
BBarakhtin@mail.ru

Сопоставлены результаты механических испытаний, металлографического и фрактографического исследования образцов алюминиевых сплавов типа 1561, 1575-1 и 1980, деформированных свободной осадкой (СО), прямым прессованием (ПП), и равноканальным угловым прессованием (РКУП) в диапазоне температур 300 – 450^{0}С и обжатиях до 3,0. Наиболее мелкое зерно зарегистрировано после ПП и РКУП обработки, но наилучшие результаты в смысле однородности структуры получены прямым прессованием слитков. В этом случае зерна имели одинаковую слегка вытянутую форму и близкий размер - <20x50> мкм.

На диаграммах растяжения σ(ε) зафиксированы срывы нагрузки (зубцы), которые своим происхождением обязаны задержкам в распространении фронтов организованных полос локализованной деформации [1]. Технологии СО и ПП формируют структуру, благоприятную для образования пространственно организованных полос. Деформация РКУП приводит к хаотической неорганизованной структуре, поэтому на диаграммах σ(ε) РКУП образцов зубцы нивелируются или отсутствуют, но прочностные показатели металла наиболее высокие [2].

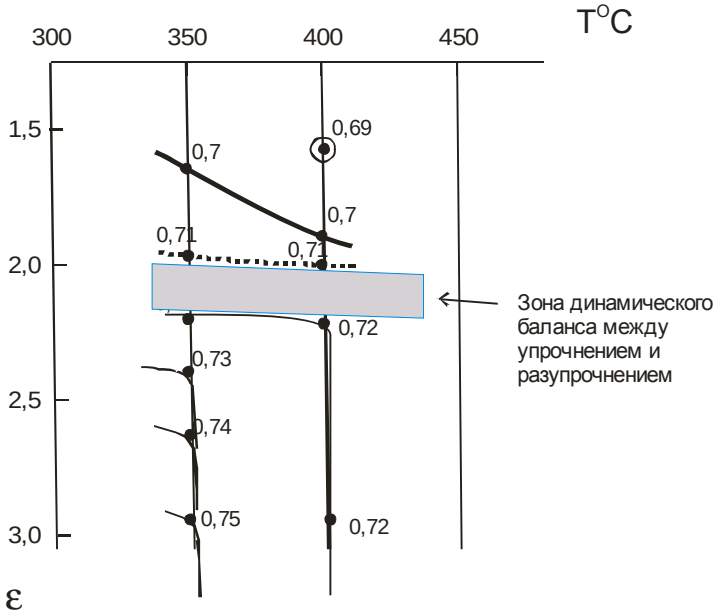


Рис. Карта параметров ε–*T* с зоной динамического баланса между упрочнением и разупрочнением. Через точки проведены линии уровней отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$.

Полученные данные рассмотрены как результат конкуренции процессов упрочнения и разупрочнения в ходе горячей пластической деформации. С помощью отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ построены карты для выбора температур и величины обжатия слитков с целью получения наилучшего комплекса механических свойств (рисунок).

Окончательная структура сплава с наилучшими механическими параметрами зависит от подвижности носителей пластической моды – дислокаций. Поэтому к числу параметров, определяющих эффективность технологической обработки металла, должны быть причислены средняя (по образцу) и локальная (по длине свободного пробега дислокаций) скорости пластической деформации.

1. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации // Физическая мезомеханика, 2004.- т.7,№5.- с.5-45.
2. Коджаспиров Г.Е., Рудской А.И., Рыбин В.В. Физические основы и ресурсосберегающие технологии. - С.Пб: Наука, 2007.- 350 с.

ЭФФЕКТ ПОРТЕВЕНА ЛЕ ШАТЕЛЬЕ ПРИ ГОРЯЧЕМ СЖАТИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ ЗЕРНОМ

Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Добрынина М. В., Филимонов Г. Н.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия, bbarakhtin@mail.ru

Исследована сталь типа Х18Н10Т удовлетворительного металлургического качества в состоянии катаных прутков и поковок. Образцы диаметром 5 мм и высотой 10 мм деформировались до значений ε = 0,3 одноосным сжатием в камере дилатометра *DIL* 805 в интервале температур 900 – 1200^{0}С при скоростях захватов от 10^{-2} мм/с до 10^2 мм/с.

По результатам пластометрических испытаний строились диаграммы σ(ε) в «истинных» координатах «True stress – True strain» (рисунок) и вычислялись значения коэффициентов эффективности диссипации механической энергии [1].

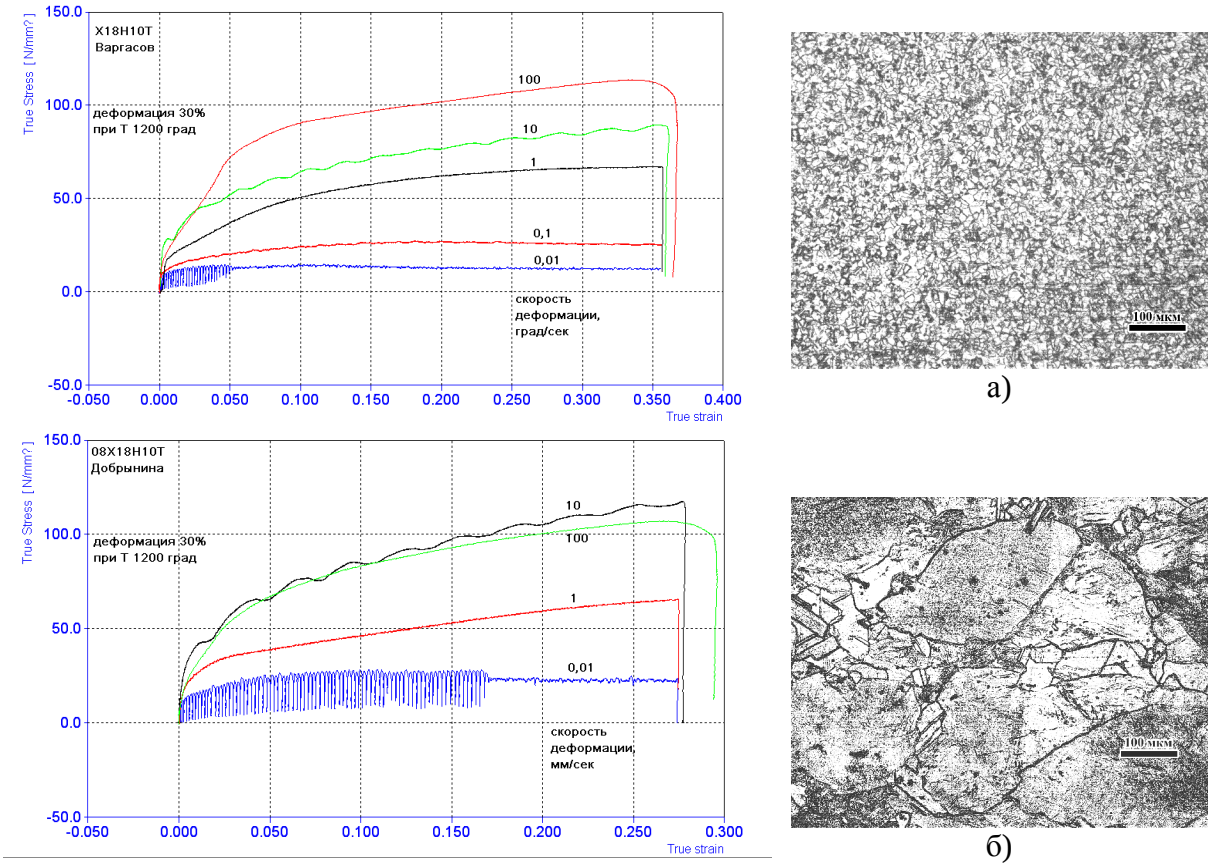


Рис. Пример пластометрических диаграмм σ(ε) для разных условий деформации (слева) и структуры металла в катаном прутке: а) и поковке; б) в исходном состоянии (справа)

При температурах 1200 и 1100^{0}С и сжатиях со скоростями 10^{-2} и 10 мм/с диаграммы σ(ε) регистрируют осцилляции, известные как проявление эффекта Портевена Ле Шателье. Результаты металлографического исследования показали, что в зависимости от скорости нагружения щелчки нагрузки обусловлены разными причинами. Так, при скорости сжатия 10^{-2} мм/с осцилляции с длиной волны λ_1 ~ 20 мкм вызваны взаимодействием скользящих дислокаций с границами зерен. При этом колебания нагрузки завершаются, когда все зерна фрагментированы до размера 20-30 мкм.

Колебания σ(ε) с длиной волны λ_2 ~ 300 мкм, которые обнаружены на стадиях монотонного упрочнения при скорости сжатия 10 мм/с, указывают на неустойчивость

пластической деформации вследствие периодических актов динамической рекристаллизации. Анализ результатов показал, что структурные перестройки, вызванные интенсивной фрагментацией деформируемых зерен и образованием колоний из зародышей новых зерен, реализуются почти без затрат механической энергии.

1. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Рыбин В.В. Структурные изменения в железе в условиях горячей деформации сжатием // Деформация и разрушение материалов, 2006.- N7.- с.9-15.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БИМЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Рихтер Д. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л.

Учреждение российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН.
dima_rihter@mail.ru

Для соединения высокопрочных и инструментальных сталей используются методы сварки в твердой фазе, в частности сварки взрывом, которая позволяет получать биметаллы. При сварке взрывом высокопрочных и инструментальных сталей наблюдается образование дефектов в виде магистральных трещин в плакирующем слое, для устранения которых применяется подогрев основного слоя, однако, данная технологическая операция затруднена из-за наличия взрывчатых веществ.

Целью настоящей работы является экспериментальное исследование особенностей образования прочного бездефектного соединения при сварке взрывом модифицированных инструментальных и высокопрочных сталей. При проведении исследований в качестве модельных представителей были приняты: для плакирующего слоя модифицированные инструментальные стали У8 и 9ХС толщиной 8-10 мм; для основного слоя сталь 40ХСНМ 18-30 мм.

Для исключения краевых неприваров сварку взрывом проводят с нависаниями плакирующего листа, которые в процессе сварки взрывом срезаются по кромке основного листа. Методика теоретических расчётов процессов деформации и среза нависаний в условиях высокоскоростного соударения с учётом физико-механических свойств в настоящее время отсутствует и её разработка требует дополнительных исследований.

Экспериментально исследовали влияние на образование трещин при срезе плакирующего листа из инструментальной, высокопрочной стали следующих эффективных при сварке коррозионно-стойких сталей технологических приёмов:

1. снижение скорости среза за счёт установки по периметру основного листа технологических пластин;
2. уменьшение работы на срез за счёт создания искусственных концентраторов напряжений (пазы, надрезы и т. д.) по периметру плакирующего листа.

Эксперименты показали, что при сварке взрывом сталей типа У8, 9ХС толщиной 8-10 мм трещины поперёк листа снижением скорости среза и созданием искусственных концентраторов напряжений не устраняются. Для решения задачи применили сварку взрывом с использованием ложных нависаний.

Комплекс проведенных исследований позволил разработать технологию и изготовить опытную партию биметалла инструментальная + высокопрочная сталь марок 9ХС+40ХНМ, У8+ 40ХНМ.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ, МАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК И ИХ КОМБИНАЦИЙ НА ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИМ ЗАТУХАНИЕМ

Скворцов А. И., Кондратов В. М.

Вятский государственный университет, Киров, Россия,
scvortsov@vgu.ru

При анализе демпфирующей способности ферромагнитных сплавов Fe необходимо учитывать процессы, происходящие в магнитной и кристаллической структурах. По принципу соответствия сильного внутреннего трения метастабильной структуре наиболее высокая демпфирующая способность в сплавах Fe с магнитомеханическим затуханием реализуется в сплавах Fe с наиболее метастабильной магнитной структурой, т.е. в сплавах с чисто ферритной структурой.

Обработка на высокое демпфирование сплавов Fe с чисто ферритной структурой должна преследовать следующие цели: 1) получение крупнозернистой структуры; 2) приближение внутризеренной структуры как можно ближе к монокристаллической; 3) устранение второй фазы, которая может находиться в структуре в соответствии с составом сплава, если это устранение не ведет к значительному повышению дефектности феррита. Перечисленное – есть условие образования внутри зерен крупнодоменной структуры, легко эволюционирующей уже при незначительных механических деформациях, обладающей большой восприимчивостью к перестройке доменной структуры при циклической деформации.

Термической обработкой на получение высокой демпфирующей способности, обусловленной, в основном, магнитомеханическим затуханием, являются: отжиг при высокой температуре с последующим охлаждением со скоростью, зависимой от химического состава сплава; двойной отжиг, состоящий из высокотемпературного и последующего более низкотемпературного; реже – закалка с высоким отпуском.

Слабым магнитным полем можно усилить магнитомеханическое затухание в ферромагнетике, а сильным полем – полностью подавить. Воздействие оптимальным для магнитомеханического затухания магнитным полем облегчает перестройку доменной структуры в одних и инициирует ее в новых объемах образца. В результате происходит увеличение значений экстремумов затухания и степени релаксации модуля упругости и их смещение в сторону меньших амплитуд колебаний. Процессы, происходящие при действии магнитного поля, в основном, затрагивают лишь магнитную структуру и, поэтому, – обратимы. Можно вернуть материал в исходное состояние, например, размагничивающим переменным магнитным полем.

Термомагнитная обработка, изменяя магнитокристаллическую структуру, может существенно повысить демпфирующую способность сплавов Fe. Например, прирост при термомагнитной обработки логарифмического декремента (по абсолютной величине) в интервале параметров от низкоамплитудного внутреннего трения до области максимума внутреннего трения на его амплитудной зависимости составляет для сплава Fe–15%Cr от 10 до 4 %. При термомагнитной обработке происходит диффузионное перераспределение легирующих и примесных элементов, о чем свидетельствуют, например, результаты рентгеноструктурного анализа (изменяются период решетки, ширина рентгеновских линий), ядерной гамма-резонансной спектроскопии.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В АМОРФНЫХ ТОНКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ НА ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА

Беляев С. П.[1], Реснина Н. Н.[1], Шеляков А. В.[2], Шайбер Ф.[3], Слесаренко В. А.[1]

[1] *Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,* natasha@smel.math.spbu.ru
[2] *Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия*
[3] *Технический университет, Вена, Австрия*

Получение сплавов с памятью формы в виде тонкой ленты и пленок расширяет области применения этих материалов и позволяет использовать их в микро и нанотехнике. После изготовления быстрой закалкой из расплава ленты находятся в аморфном состоянии и для того чтобы инициировать в них эффекты памяти формы необходимо подвергнуть материалы кристаллизации. В зависимости от условий кристаллизации можно получать как полностью кристаллические объекты, так и частично кристаллизованные. Ранее было показано, что, изменением доли кристаллической фазы можно управлять температурами мартенситного превращения и его кинетикой. Не менее важной задачей является изучение механического поведения частично кристаллизованных тонких лент. Механизмы деформирования аморфного и кристаллического сплава с памятью формы различны, поэтому в зависимости от доли кристаллической фазы возможно наблюдение различного механического поведения аморфно-кристаллических тонких лент. Настоящая работа посвящена изучению механических и функциональных свойств тонких лент сплава Ti–Ni–Cu, полученных быстрой закалкой из расплава с последующей контролируемой кристаллизацией.

Исходно аморфные тонкие ленты сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ были подвергнуты изотермической кристаллизации при температуре 420 ^{o}C в камере дифференциального сканирующего калориметра. Использование специальной методики позволило получить образцы с различным объемным соотношением аморфной и кристаллической фаз. Образцы изгибали при комнатной температуре в специально разработанном устройстве, затем разгружали и нагревали до температуры 100 ^{o}C, после чего охлаждали до комнатной температуры. При нагревании наблюдали восстановление заданной деформации (эффект памяти формы), а при охлаждении самопроизвольное деформирование (эффект обратимой памяти формы). Далее образец вновь изгибали до большей деформации и повторяли всю описанную процедуру. Выбранная последовательность эксперимента позволила проследить влияние объемной доли кристаллической фазы на механические и функциональные свойства тонких лент сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$; выявить механизмы деформирования сложных композитов, содержащих кристаллическую и аморфные фазы; установить очередность реализации этих механизмов при деформировании; определить влияние объемной доли кристаллической фазы на величины эффектов памяти формы и обратимой памяти формы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-08-00281_а

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА СТАЛЬ/TiNi, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Беляев С. П.[1], Рубаник В. В.[2], Реснина Н. Н.[1], Рубаник В. В.(мл.)[2], Рубаник О. В.[3], Ломакин И. В.[1], Борисов В. А.[1]

[1] *Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,* spb@smel.math.spbu.ru
[2] *Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*
[3] *Институт технической акустики НАНБ, Витебск, Беларусь*

Получение биметаллических композитов, в состав которых входит сплав с памятью формы, обладающий необычными механическими свойствами, привлекает все больший интерес ученых и инженеров. Такие материалы выгодно отличаются от обычных биметаллов очень большим и нелинейным изменением деформации в узком интервале температур. В подавляющем большинстве случаев для соединения сплава TiNi с памятью формы с другими металлами используют лазерную или плазменную сварку. При этом неизбежно в образцах образуются зоны термического влияния, в которых наблюдается изменение размеров зерен, текстуры и фазового состава. Эти изменения структуры негативным образом влияют как на механические свойства биметалла в целом (наблюдается охрупчивание материалов и снижение предела прочности), так и на эффекты памяти формы (уменьшается способность сплава восстанавливать неупругую деформацию). Другим способом получения биметаллических композитов является холодная сварка взрывом, при которой благодаря высокой скорости процесса и короткому интервалу воздействия удается избежать негативного изменения структуры в зоне сварки. Однако исследование механического поведения биметаллических композитов сталь/TiNi, полученных таким методом не проводилось. Именно это и явилось целью данной работы.

Пластины стали Х18Н10Т и сплава с памятью формы $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$, были соединены сваркой взрывом. Биметаллические пластины имели размеры 50х50х2.3 мм и были разрезаны на два типа образцов размерами 1х50х2.3 мм и 5х50х2.3 мм. В первом типе образцов плоскость изгиба была перпендикулярна плоскости сварки, а во втором – параллельна. Образцы изгибали при температуре кипения жидкого азота, при которой сплав TiNi находился в низкотемпературном мартенситном состоянии, затем разгружали и нагревали до температуры 100 ^{o}C, переводя сплав в высокотемпературное аустенитное состояние. Затем образец вновь охлаждали до температуры кипения жидкого азота и нагревали до 100 ^{o}C. Это позволяло измерить величины деформации, восстанавливаемой в процессе первого нагревания (эффект памяти формы), и самопроизвольного изменения деформации в процессе последующих теплосмен (эффект обратимой памяти формы). Было изучено влияние соотношения толщины стали и сплава TiNi, входящих в состав биметаллического образца, на величины деформационных эффектов. Кроме этого исследовано влияние способов изгиба биметаллического композита на его деформационные характеристики. В работе установлены основные закономерности влияния геометрических размеров биметаллического композита на его механические и функциональные свойства, что позволит в дальнейшем получать такие материалы с оптимальными геометрическими параметрами.

Работа выполнена в рамках совместного Российско-Белорусского гранта (РФФИ № 08-08-90010_Бел-а и БРФФИ № Т08Р-225)

ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al В ИНТЕРВАЛЕ 1100–1250°С

Давыдов Д. И., Степанова Н. Н., Родионов Д. П., Филиппов Ю. И., Акшенцев Ю. Н., Виноградова Н. И., Казанцева Н. Н.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, snn@imp.uran.ru

Интерес к механическим свойствам интерметаллического соединения Ni_3Al ($L1_2$) во многом определяется аномальной температурной зависимостью предела текучести вблизи 700°С и эффектом термического упрочнения. В данной работе рассмотрен более высокий интервал температур. Ni_3Al является основной упрочняющей фазой современных жаропрочных сплавов на никелевой основе. Задача повышения температур эксплуатации таких сплавов требует знания характера деформации интерметаллида Ni_3Al в высокотемпературной области. Монокристаллы являются удобными модельными материалами для решения данной задачи.

В докладе представлены результаты исследования структуры и механических свойств монокристаллических и столбчатых (НК) образцов Ni_3Al при испытаниях на растяжение в интервале температур 1100–1250°С.

Образцы в виде цилиндров диаметром 18 и длиной 100 мм были выращены по методу Бриджмена со скоростью 0,83 мм·мин$^{-1}$, температурный градиент 80 град/см. Они были использованы в качестве заготовок для разрывных образцов ГОСТ 9651-84, тип I, № 1. Испытания проведены на машине Heckert FP-100/1. Скорость нагружения составляла 1,32 мм/мин ($2\cdot10^{-5}$ м/с). Исследованы образцы литые и гомогенизированные после термообработки (т/о) 1100°С, 100 ч.

Литые образцы закристаллизовались в виде пластинчатой эвтектики γ′+β и содержали ~1 % метастабильных фаз (по данным нейтронографии). В результате мартенситного превращения остаточной β-фазы (NiAl, *B2*) образуется ГЦТ - тетрагональная фаза близкая к $L1_2$ со сверхструктурой типа Ti_3Cu (P4/mmm). Другая метастабильная фаза, также образующаяся по сдвиговому механизму, имеет состав близкий к Ni_2Al и тригональную решетку $B8_2$ ($P6_3/mmc$).

Форма кривой растяжения позволяет говорить о развитии процесса релаксации непосредственно в ходе растяжения, высокие значения пластичности обеспечиваются динамической рекристаллизацией. В НК образцах она начинается от продольных границ зерен, в литых образцах с пластинчатой β-фазой она развивается вблизи межфазной границы γ′+β. Поскольку скорость растяжения мала, образцы оказываются практически в условиях сверхпластичности (Табл. 1).

При 1100°С литой образец имеет маленькую пластичность (δ =10 %). При 1150°С наличие дисперсных метастабильных фаз в литом образце приводит к более высоким значениям прочности (σ_B = 201 МПа, δ=55 %; после т/о σ_B =143 МПа и δ =139 %). При 1200°С различия между литыми и т/о образцами сглаживаются.

Таблица 1. Механические свойства образцов Ni_3Al при различной температуре.

№	состояние	$t_{испытания}$, °С	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
1	литой	1100	239	200	10
2	литой	1150	201	189	55
3	литой	1200	102	93	157
4	т/о	1150	143	126	139
5	т/о	1200	101	98	126
6	т/о	1250	66	61	109

Работа выполнена с частичной финансовой поддержкой РФФИ-Урал № 07-03-96122.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЧС-70В ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ И УДАРА

Степанова Н. Н., Давыдов Д. И., Виноградова Н. И., Казанцева Н. В., Романов Е. П. , Яковлева С. П.*, Черных Д. С.*

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,
snn@imp.uran.ru
** Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск*

Наиболее термонагруженными деталями газотурбинных установок являются рабочие лопатки, предназначенные для длительной (в течение десятков тысяч часов) работы в широких интервалах температур и напряжений при дополнительном воздействии агрессивных газовых потоков. Оптимизация составов и технологий получения материалов невозможна без понимания механизмов их поведения при различных температурно-силовых условиях. Необходимость такого подхода подтверждается практикой эксплуатации газотурбинных установок Якутской ГРЭС. В настоящее время в ее состав входит установка типа ГТЭ-45-3 производства ОАО «Турбоатом» мощностью 180 МВт, которая имеет статус опытной. Эксплуатация турбины выявила ненадежную работу ряда термонапряженных элементов, прежде всего, рабочих лопаток первой ступени. Причины аварийных ситуаций связаны как с недостаточным уровнем служебных свойств материалов, так и с отклонениями от требований ТУ при изготовлении лопаток.

В работе проведен комплексный анализ изменений структуры и фазового состава турбинных лопаток из сплава ХН58КВТЮМБ (ЧС-70В), возникших как в ходе длительной эксплуатации, так и при ударном разрушении в результате аварии (удар осколками соседней лопатки во время работы турбины при 880°С). До полной остановки вращение продолжалось 8 мин. На момент разрушения наработка составляла 9390 ч, 17 пусков. Режим экспериментальный, т.к. рабочей температурой сплава является 850°С. Известно, что изделия из сплава ЧС70 ВИ, получаемые методами равноосной кристаллизации, устойчивы к зарождению и распространению трещины в интервале до 850ºС. Высокая жаропрочность сплава ЧС-70В обусловлена включением в его состав большего количества легирующих элементов, образующих карбиды, и упрочняющую интерметаллидную γ'-фазу на основе Ni_3Al.

Обнаружено, что в ходе длительной эксплуатации развивается коагуляция γ'-фазы и карбидные превращения. В структуре сплава присутствует большое количество первичной эвтектики, в которой понижено содержание Cr, Mo, W, Co и повышено содержание Al и Ti. Усталостные напряжения в процессе эксплуатации лопатки максимальны на входной кромке пера и верхнем крае торцевой поверхности замка. В результате в этих участках лопатки возникают усталостные трещины. В данном образце трещины имеют длину от 3 до 15 мм с раскрытием практически по всей длине на 0,2-0,4 мм. Одна из трещин более крупная, длиной 10 мм с раскрытием в устье 1-2 мм.

В образце, вырезанном в месте удара, наблюдается повышенная концентрация дефектов кристаллического строения, в том числе фрагментация частиц γ'-фазы.

В работе обсуждается природа фазовой нестабильности структуры сплава, механизмы и кинетика разупрочнения и разрушения при длительном высокотемпературном нагружении.

Работа выполнена с частичной финансовой поддержкой программы Президиума РАН № 12 и РФФИ-Урал № 07-03-96122.

КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ И ИХ РЕЛАКСАЦИЯ IN SITU ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОМ НАВОДОРОЖИВАНИИ СТАЛИ

Савченков Э. А., Шашкова Л. В., Шашкова В. К.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
post@.osu.ru

Примененная в [1] оригинальная методика по изучению кинетики изменения тонкой структуры железа и его сплавов в процессе наводороживания позволила определить, что перенос водорода в ОЦК-решетке – процесс анизотропный и локальный. Впервые был использован метод рентгеновской дифракции in situ в процессе наводороживания мембран. Было установлено, что в процессе наводороживания мембран происходят стохастические релаксационные колебания характеристик тонкой структуры: смещения дифракционных максимумов относительной интенсивности и физического уширения линий, что свидетельствует о динамической перестройке дефектной структуры. Установлено, что массоперенос водорода через кристаллическую решетку феррита при комнатной температуре создает ориентированные, преимущественно по линии (110), концентрационные микронапряжения, которые также нарастали и релаксировали в процессе наводороживания. Максимальные релаксационные колебания концентрационных микронапряжений наблюдались на начальной стадии наводороживания, т.е. при нестационарной диффузии.

В дальнейшем было показано [2], что микронапряжения релаксируют с образованием областей когерентного рассеяния (ОКР) или блоков. По данным рентгенографического анализа рассчитаны величина ОКР, микронапряжения, межплоскостное расстояние кристаллической решетки, а также изменение параметров данных характеристик с течением времени наводороживания.

Исходная структура стали влияет на характер релаксации. Например, бейнит стали 30ХМА под влиянием диффузионного движения водорода к пластической релаксации не чувствителен. Изменения интенсивности и рост искажений кристаллической решетки свидетельствуют о том, что диссипативные процессы в структуре бейнита происходят с образованием микротрещин. Размеры ОКР изменяются в пределах 0,4 ÷ 0,8 ÷ 3,0 мкм у стали 20 и улучшенной стали 30ХМА. Для высокопрочной стали 30ХМА размер ОКР равен 0,004 мкм, что подтверждает стесненность пластической релаксации в структуре бейнита. Таким образом, все зависит от адаптационной способности структуры разгрузить концентраторы концентрационных микронапряжений подключением следующих структурных уровней деформации.

Результаты электронно-микроскопического анализа подтвердили, что диффузия водорода приводит к разбиению зерен перлита на области когерентного рассеяния ОКР (блоки), т. е. к фрагментации и образованию субзеренной структуры перлита. Таким образом, результаты электронно-микроскопического анализа подтверждают расчеты, произведенные на основании данных, полученных рентгеноструктурным методом.

1. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Влияние диффузионного движения водорода на характеристики тонкой структуры и микродеформацию феррита // Изв. РАН РФ. Металлы. - М., 1997. - № 4. - с. 75 - 79.
2. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Диссипативные превращения тонкой и микроструктуры стали в условиях диффузионного переноса водорода // ВЕСТНИК ОГУ, Оренбург, 2005. - № 10. - с. 178 - 182.

СТРУКТУРА, ТИП УПРОЧНЕНИЯ И КЛАСТЕРНЫЙ МЕХАНИЗМ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Савченков Э. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

Сделан анализ существующих представлений о кластеризации примесей внедрения. На основе закона водородной повреждаемости [1] исследуются особенности кластерного механизма водородной хрупкости стали в условиях нестационарной диффузии примеси. В таблице даны сведения о водородной повреждаемости ω и активационных характеристиках разрушения стали по механизму микроскола.

Сталь	Сопрот. отрыву *S*, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	*w*, %	$W_{акт}$		$V_{акт}$	Диаметр кластера, ангстрем
				эВ	МДж/м^3	10^{-30}, м^3	
30 ХМА, закалка и отпуск 400˚С	2200	870	30	0,09	1170	16	6
AISI 4340	-	1720	30	0,09	1170	8	4
18ХГМФ, отпуск 740˚С	1500	650	18	0,14	1950	36	9
Сталь 20, нормализация	960	300	5	0,52	7022	276	24
Х46, контролируемая прокатка	1150	380	2,8	0,93	12540	389	29
30ХМА, улучшение	1630	670	2,6	0,99	13500	238	23
Сталь 20 ВЗТО*	1050	350	1,5	1,73	23400	790	41

* ВЗТО – взрывная и термическая обработка.

Установлено, что металл - водородные кластеры являются тонкими дисками диаметром от пяти до сорока ангстрем. Получены изображения металл-водородных кластерных зон на изломах стали при отрыве и чистом сдвиге. Новым результатом является обоснование динамических подвижных состояний металл – водородных кластеров со свойствами сверхупругости.

1. Савченков Э.А. Отклик конструкционной стали на водородное воздействие// Известия РАН. Металлы,1992.-№4.- с.202-208.

КИНЕТИКА СТРЕСС-КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ СВАРНЫХ ТРУБ ПОД ДАВЛЕНИЕМ СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ

Савченков Э. А., Айткулов Р. Р., Якупов С. С.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
post@mail.osu.ru

Проводилось комплексное исследование долговечности сварных труб в условиях СКР. Трубные заготовки диаметром 168, толщиной стенки 9, длиной 480мм из стали 20 сварены встык кольцевым швом, к торцам приварены заглушки. Сварочные работы и контроль качества выполнялись ОАО Оренбургаздобыча. Трубы поставки фирмы «Сумитомо металл индустри». Методика испытаний на сероводородное растрескивание соответствовала ГОСТ 26294-84. В трубу через отверстие в заглушке закачивали насыщенный водный раствор сероводорода с добавками компонентов. В одном случае раствор подкисляли соляной кислотой до pH 0,6. В другом – применялась модельная среда NACE: добавки 5% хлористого натрия и 0,5% уксусной кислоты, pH = 3,5. Давление агрессивной среды создавали поршневым насосом и поддерживали постоянным до разрыва трубы. Испытания проводились при комнатной температуре с постоянным внутренним давлением в трубе 320 атм., что создавало окружные растягивающие напряжения на внутренней поверхности трубы, равные 85% от предела текучести материала трубы. Параллельно регистрировали основные параметры акустической эмиссии АЭ по ГОСТ 27655-88. Фиксировали число импульсов АЭ за время экспозиции 5 мин, средний счёт [N] в интервале 8-10 часов за каждые сутки и время до полного разрушения трубных заготовок.

Фрактографический анализ изломов показал, что во всех случаях по фронту продвижения магистральной трещины СКР выделяются три зоны. В первой зоне глубиной 1-1,5 мм волокна излома параллельны фронту трещины, металл равномерно повреждён в результате питтингообразования и блистеринга; вторая зона самая большая по площади находится в средней части излома; третья зона-полоска механического долома. В сероводородсодержащих средах pH 0,6 и pH 3,5 первая и третья зоны идентичны, изломы вторых зон отличаются. После среды pH 0,6 излом второй зоны светлый, волокна имеют столбчатый характер в направлении движения фронта трещины, разрушение происходит микросколом. После среды NACE излом второй зоны имеет матовый вид вязкого отрыва, с характерными террасками, параллельными фронту продвижения трещины.

Определение механических свойств металла вырезок, выполненных вблизи фронта магистральной трещины СКР из разных зон, показало, что металл первой зоны и границы первой и второй зон имел низкие свойства и разрушался при напряжениях ниже предела текучести.

Установлено, что число зарегистрированных в интервале времени импульсов [N] АЭ в начале испытания трубных заготовок имеет повышенное значение. [N] через два-три дня становится слабым в течение времени, составляющего 60-70% от общего времени до разрушения (инкубационный период). После инкубационного периода [N] возрастает и остаётся высокой до полного разрушения трубных заготовок.

Анализируются возможности прогнозирования долговечности сварных труб.

ФИЗИЧЕСКИЕ УРАВНЕНИЯ НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АППАРАТА АНАЛИТИЧЕСКОЙ ГЕОМЕТРИИ

Ершов В. И.

Кубанский государственный аграрный университет,
Анапа

Физические соотношения нелинейной теории упругости развиваются под влиянием фундаментальных работ академика В.В.Новожилова. Во всех существующих вариантах этих соотношений хорошие результаты можно ожидать только для таких ситуаций, когда теоретические тензоры, получаемые при решении конкретной задачи, близки к тем экспериментальным сопряженным тензорам, на основании которых получены соответствующие три функции нелинейной механики материалов. Расчетчик не знает насколько хорошо выполняется это соответствие. Этот недостаток в значительной мере преодолен в соотношениях автора 1994 г.: три нелинейных функции получаются из экспериментов по главным направлениям с помощью инвариантов сопряженных тензоров и вопрос о соответствии теоретических тензоров и экспериментальных является частью необходимых вычислений при переходе от главных направлений к произвольным и наоборот. Наиболее сложным и ответственным является задача установления связи между соответствующими инвариантами сопоставляемых тензоров. Если такая связь установлена, то это означает, что решена проблема обобщенных зависимостей между напряжениями и деформациями в рамках принятых допущений для рассматриваемого материала.

Геометрическим образом зависимости главной деформации ε_1 от главных напряжений σ_1, σ_2 является некоторая поверхность. Линии пересечения этой поверхности с координатными плоскостями являются диаграммами напряжений. Все координаты всех точек этой поверхности являются инвариантами некоторых соответствующих тензоров напряжений и деформаций. Координаты точек диаграммы напряжений ε_1^{o} - σ_1 тоже являются инвариантами рассматриваемой задачи. Для одной точки рассматриваемой поверхности имеется пять известных по результатам испытаний инвариантов (ε_1, σ_1, σ_2, ε_1^{o}, ε_2^{o}). Три известных геометрических инварианта (ε_1, ε_1^{o},ε_2^{o}). легко связать между собой с помощью некоторого параметра *p* так, чтобы из этой зависимости следовали все соотношения линейной теории упругости и окончательный результат не входил бы в противоречие с классическими положениями нелинейной теории упругости В.В.Новожилова – К.Ф.Черныха. Этот параметр должен занимать позицию коэффициента Пуассона:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_1^{o} - p\,\varepsilon_2^{o}.$$

Для одной рассматриваемой точки он равен некоторому постоянному числу. Совокупность параметров, найденных для других точек, даёт нелинейную функцию, соответствующую данной поверхности. Этот параметр назван деформационным инвариантом тензора напряжений [1]. Введение его в теорию упругости, основанное на многолетнем поиске в технической литературе инварианта, который может быть выделен как из тензора напряжений, так и из тензора деформаций, одобренное профессором П.А. Лукашом и поддержанное профессором К.Ф. Черныхом, носило эвристический характер. Использование аналитической геометрии доказательно подкрепляет существование такого инварианта и необходимость его плодотворного использования в нелинейной механике материалов [1], [2].

Приравнивая деформационный инвариант для сопряженных тензоров, получаем прямую и обратную зависимости между главными напряжениями и главными деформациями. Используя классические положения теории упругости и гипотезу о соосности

сопряженных векторов, можно установить обобщенную зависимость между напряжениями и деформациями [1], т.е. установить для рассматриваемого материала в рамках принятых допущений физические уравнения нелинейной механики материалов.

1. Ершов В.И. Определяющие соотношения нелинейной теории упругости на основе инвариантов тензора напряжений и тензора деформаций. Минск, «Полесье», Гомель-1999, 202 с.
2. Ершов В.И. Определение напряжений и больших деформаций с учетом физической нелинейности. Материалы Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Часть 2.- Н. Новгород, 2008 - С. 328-331.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕСОВ В НЕСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Кузнецов В. Н., Коршунов А. Б., Агахи К. А.

НИИ механики МГУ, Москва, Россия,
vnkuznetsov@imec.msu.ru

В работе предлагаются нелинейные определяющие соотношения для описания реологических процессов в нестабильных материалах, причем свойства нестабильности, в частности старения, (т.е. возрастание жёсткости материала со временем) материала описываются экспериментально определяемыми функциями, зависящими от «возраста» данной партии материала и от инвариантов тензоров напряжений и деформаций, влияющих на скорость физико-химических процессов в материалах. Формулируются определяющие соотношения, связывающие девиаторы напряжений и деформаций и шаровые тензоры. При учёте старения материала вводятся «быстрое» и «медленное» время и рассматривается асимптотика при малых и больших временах.

Получены основные условия, которым должны удовлетворять материальные константы и функции, входящие в эти соотношения.

Разработана методика экспериментального определения функций старения, которая проиллюстрирована примером обработки опытов со стареющим бетоном.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты: № 07-01-00558-а, № 08-08-00704-а).

Список литературы

1. Агахи К.А., Басалов Ю.Г., Кузнецов В.Н. “Математическое моделирование реологических процессов в нестабильных материалах” Электронный журнал “Исследовано в России”, 094, стр. 1038-1043, 2008 г. http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2008/094.pdf
2. Агахи К.А., Басалов Ю.Г., Кузнецов В.Н., Ковальков В.К. Об одном точном решении задачи идентификации нелинейных реологических определяющих соотношений для нестабильных материалов. // Электронный журнал «Исследовано в России», 105, стр. 1140-1144, 2008 г. http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2008/105/pdf
3. Болотин В.В. К теории вязкоупругости для структурно неустойчивых материалов. - Труды Московского энергетического института. Изд-во МЭИ, 1972, вып. 101, с. 7-14.

ТВИДОВАЯ СТРУКТУРА НА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ КАК ПРОЯВЛЕНИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА

Кузнецов П. В, Петракова И. В.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,
kpv@ispms.tsc.ru

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

Нестабильность Гринфельда заключается в том, что если существует какой – либо механизма массопереноса вдоль поверхности, то нагруженное твердое тело может понизить свою упругую энергию за счет перераспределения материала и образования рельефа на первоначально плоской поверхности. Таким образом, номинально плоский интерфейс является нестабильным относительно формирования поверхностных модуляций с длиной волны λ, больше некоторого критического значения λ_c, которое определяется конкуренцией между дестабилизирующим влиянием напряжения, связанного с образованием рельефа и стабилизирующим влиянием поверхностной энергии. Оценка периода твидовой структуры на основе модели Гринфельда в линейном приближении дает значение λ~4,2 мкм, которое удовлетворительно согласуется с экспериментально измеренным значением λ~2,8 мкм. Полученные нами экспериментальные данные об эволюции формы выступов твидовой структуры с ростом числа циклов нагружения хорошо согласуются с результатами математического моделирования эволюции нестабильности Гринфельда в нелинейном приближении.

Анализ причин развития нестабильности Гринфельда при циклическом растяжении кристаллов алюминия и образования твидовой структуры показал, что основными факторами являются: а) ориентировка кристалла относительно действующей силы; б) высокая энергия дефекта упаковки и высокая вероятность поперечного скольжения дислокаций в кристаллах алюминия; в) низкая температура плавления высокочистых кристаллов алюминия; г) наличие окисной пленки.

Таким образом, в работе впервые показано, что при циклическом растяжении кристаллов алюминия при напряжениях выше предела текучести возникает нестабильность Гринфельда, которая приводит к образованию на поверхности фольг твидовой структуры.

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

1. Videm M., Ryum N. Cyclic deformation of [001] aluminium single crystals // Materials science and Engineering. –1996. – №219. – P.1-10.

ЭФФЕКТЫ ИНТЕРФЕЙСОВ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ФОЛЬГАХ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)<001>, НАКЛЕЕННЫХ НА ПЛОСКИЕ ОБРАЗЦЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П. В, Петракова И. В.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,
kpv@ispms.tsc.ru

Тонкие металлические фольги, закрепленные на подложках, находят разнообразное применение в инженерных приложениях, поэтому исследование их поведения под действием приложенных напряжений представляет как научный, так и практический интерес.

В настоящей работе экспериментально исследовали эволюцию поверхностной структуры фольг монокристалла алюминия {001}<100>, наклеенных на массивные образцы алюминиевых сплавов при циклическом растяжении. Полученные результаты сопоставляли с литературными данными математического моделирования эволюции поверхностных структур в системе пленка/подложка под действием приложенных напряжений с учетом их нелинейности и анизотропии упругих модулей пленки или подложки.

Проведенный анализ показал, что образование периодических структур различного масштаба на фольгах при циклическом растяжении образцов является нелинейным процессом, который определяется распределением упругих напряжений на интерфейсах фольга/подложка и фольга/ее поверхностный слой. На начальной стадии нагружения образцов синусоидальное распределение напряжений в системе фольга/подложка на макроскопическом уровне, связанное с отличием изотропного упругого модуля дуралюмина (E = 71 ГПа) и анизотропного упругого модуля монокристалла алюминия в плоскости (100) (C_{11} = 107 ГПа), приводит к упругопластическому изгибу фольги в поперечном направлении и образованию продольных макроскопических полос. Как показывают результаты математического моделирования, в области продольных макроскопических полос коэффициент анизотропии напряжений $C = 0$ ($C = \sigma_2/\sigma_1$ где σ_1, σ_2 – главные напряжения в плоскости фольги) т.е. фольга испытывает одноосное растяжение. Учет нелинейных членов по напряжению приводит к разбиению продольных макроскопических полос на отдельные удлиненные островки, что хорошо согласуется с экспериментальными данными.

Результаты математического моделирования показывают, что в областях действия биаксиального напряжения когда $C = -1$, образуются две системы полос направленные под углом ±45 ° к оси растяжения, которые образуют квадратную решетку. Подобные распределения напряжений с $C \sim -1$ возникают на трех масштабных уровнях: а) на макроскопическом уровне, на интерфейсе фольга/подложка при достижении $N > \sim 60000$ циклов.; б) на мезоскопическом уровне, на интерфейсе фольга алюминия/ее поверхностный слой, в областях фольги, где действуют растягивающее и синусоидально распределенные сжимающие нормальные напряжения; в) на микроскопическом уровне, на интерфейсе фольга алюминия/ее поверхностный слой, на участках с отрицательной кривизной в переходной области между твидовой структурой и макроскопическими полосами. Это обусловливает эффект самоподобия экспериментально наблюдаемых структур. Обсуждается механизмы возникновения и релаксации напряжений на разных масштабных уровнях.

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Ахунова А. Х., Дмитриев С. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
Akhunova@imsp.da.ru

Технология сверхпластической формовки (СПФ) находит все более широкое применение в аэрокосмической технике и машиностроении. Успешное применение этой технологии невозможно без средств компьютерного моделирования, позволяющих оптимизировать процессы СПФ, форму исходных заготовок, а также определить их деформационный ресурс. В свою очередь, компьютерное моделирование невозможно без установления определяющих соотношений (ОС) материала в режиме сверхпластического течения и разработки достоверных методик для нахождения материальных констант, входящих в ОС.

На сегодняшний день известен ряд коммерческих пакетов прикладных программ для математического моделирования технологических операций обработки металлов давлением: ANSYS, LS-DYNA, DEFORM и др. Наряду с несомненными достоинствами таких программ, таких, как удобный интерфейс, универсальность и др., каждый из них имеет свои недостатки. Большая стоимость таких пакетов, определенный набор ОС, которые не всегда подходят для решения исследуемых задач, отсутствие в некоторых пакетах возможности перестраивать конечноэлементную сетку и ряд других ограничений делают актуальным разработку эффективных пакетов прикладных программ, направленных на решение узких классов задач.

В данной работе реализованы некоторые дополнительные возможности, направленные на повышение эффективности и точности решения задач СПФ, не предоставляемые вышеназванными коммерческими пакетами прикладных программ.

Разработан алгоритм позволяющий проводить расчеты с использованием ОС, учитывающих зависимость параметра скоростной чувствительности от напряжения течения. Эта возможность позволяет более адекватно описывать процесс СПФ в конструкциях с неоднородным напряженно-деформированным состоянием. В разрабатываемом нами пакете программ геометрическая нелинейность учитывается путем пошагового решения линейных задач с корректировкой геометрии конструкции на каждом шаге. В данной работе приведены тестовые расчеты по приведенным схемам, подтверждающие правильность работы алгоритмов и позволяющие оценить погрешность вычислений. Для контроля правильности решений тестовых задач проводилось их сравнение с аналитическими решениями, полученными при принятии определенных упрощающих допущений.

Проведено моделирование процессов СПФ листового материала из сплава ВТ6 в коническую матрицу (осесимметричная задача) и в протяженную угловую матрицу (плоское деформированное состояние). Полученные данные использованы для уточнения параметров ОС сплава ВТ6 и для оценки коэффициента трения на контактной границе образец-матрица.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ УПРУГИХ СВОЙСТВ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА С ЭПФ

Вьюненко Ю. Н.

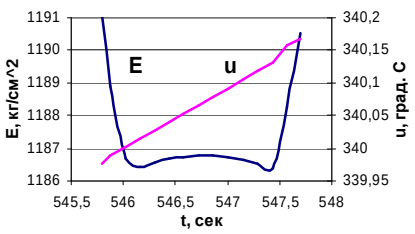
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

Изучение подходов к описанию эволюции температурных полей в пластине из материала с эффектом памяти формы показало [1], что наиболее близкие к экспериментальным данным результаты расчетов получены с помощью уравнения теплопроводности: $\rho\left(c+u\frac{\partial c}{\partial u}\right)\frac{\partial u}{\partial t}=\lambda\frac{\partial^2 u}{\partial x^2}$, где ρ – плотность материала, c – теплоемкость материала $c_0+c_1\frac{(u-A_s)(A_f-u)}{(A_f-A_s)^2}$, зависящая от температуры в интервале температур фазового превращения, λ – коэффициент теплопроводности, u – температура. Нагрев пластины проводится с поверхности равномерно с одинаковой скоростью.

Температурная зависимость упругих констант материала, в частности, модуля упругости, может быть аппроксимирована следующими соотношениями:

$$E(T)=\begin{cases}E_н, \text{ при } u<A_s\\ E_н\cdot\left[\frac{A_s+A_f}{2}-u\right]\left(\frac{A_f-A_s}{2}\right)^{-1}, \text{ при } A_s\le u\le\frac{A_s+A_f}{2}\\ E_в\cdot\left[u-\frac{A_s+A_f}{2}\right]\left(\frac{A_f-A_s}{2}\right)^{-1}, \text{ при } \frac{A_s+A_f}{2}\le u\le A_f\\ E_в, \text{ при } u\ge A_f\end{cases}$$

где A_s и A_f – температуры начала и конца мартенситного превращения, соответственно. $E_н$ и $E_в$ – модули Юнга низкотемпературного и высокотемпературного состояния материала [2]. Среднюю величину упругой константы для пластины рассчитывали по формуле: $E_{ср}=\frac{1}{S_0}\int_{S_0}E(T)dS$, где S_0 – площадь поперечного сечения пластины.



Аналогичные расчеты, проведенные для цилиндра [3], показали, что его деформирование изгибом приводит к раздвоению минимума E. Причиной данного эффекта является смещение температурных интервалов превращения в области необратимой деформации.

Расчет $E_{ср}$ для пластины показал возможность подобного раздвоения минимума при определенном соотношении тепловых констант c_0, c_1 и λ и скорости нагрева поверхности (рисунок). Однако данный эффект количественно уступает результатам, полученным в [3], и, видимо, не оказывает заметного влияния на механические свойства всей пластины.

1. Вьюненко Ю.Н. Определение температурных полей в металлах с ЭПФ// Сб. материалов XVII Петербургских Чтений по проблемам прочности (21-24 октября 2008, Санкт-Петербург). - Санкт-Петербург. - Ч.2. – с.143-145
2. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение.№12, 2003 , С. 2-6.
3. Вьюненко Ю.Н., Пяк Е.А. Изменение упругих характеристик материалов с эффектом памяти формы вблизи температур превращения. / Материаловедение, 2005. - № 12. – с. 16-17.

ПРИМЕНЕНИЕ НОВОЙ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ

Алиев М. А., Багинов А. А.

Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института
Россия, РД, Махачкала

Умение управлять пластичностью и прочностью и применять их к металлическим, полупроводниковым и многокомпонентным кристаллам делает возможным переход от фундаментальных исследований к прикладным разработкам, которые окажут заметное влияние на развитие физического материаловедения.

В материаловедении при разработке конструкционных материалов, обладающих нужными механическими свойствами необходимо научиться управлять ими, не изменяя атомно-кристаллическую структуру кристалла, в отличии от классических методов (термообработка, легирование, наклёп и т.д.). Это достигается с помощью нового методико-технологического подхода, при специальной методике деформирования – электростимулированной с одновременным диффузионным легированием примесными атомами. Экспериментальные исследования, проведённые нами по новой вышеназванной технологии формирования взаимосвязи "структура-состав-свойство" позволили получить новые качественные изменения физико-механических свойств кристаллов. А за счет наличия высоких деформационно-диффузионных градиентных потоков и сил, обусловленных ими, обеспечить их взаимодействие в динамическом режиме

В условиях присутствия в проводимом эксперименте дополнительного параметра порядка – направленных потоков структурных носителей, их градиентов и сил, обусловленных ими, сильно возбуждающих систему (СВС), спектр влияния внешних параметров воздействия в неравновесном состоянии становится значительно богаче и информативнее, чем в равновесном.

Способ ЭППД направлен на решение фундаментальной проблемы материаловедения – формирование новых материалов с заранее заданными свойствами путем создания в объемном кристалле однородного ансамбля наноструктурных элементов с различным типом химической связи с матрицей кристалла.

Поэтому одной из перспективных и привлекательных идей для технологий структуроформирования в кристаллах является идея управления механическим поведением твердых тел и их структуры с помощью электростимулирования.

Образцы нагревались пропусканием тока, плотность которого регулировалась в зависимости от температуры деформации в широких пределах. Постоянное электрическое поле и ток для нагрева образца обеспечивал мощный источник питания

Объектами исследования выбран многокомпонентный металлический сплав Zn–Al–Cu, который, получен сплавлением исходных компонентов, взятых в следующем процентном соотношении 89:9, 5:1,5 соответственно. Образцы приготовлялись в виде прямоугольных брусков размером 10х4х3мм^3. Суть предлагаемого нами нового комбинированного способа деформирования состоит именно в том, что образец греется постоянным током, проходящим по нему, и одновременно поддерживается тепловым полем, создаваемым внешней печкой сопротивления, питаемой током сетевой частоты. Целью эксперимента, в котором наряду с ТПД – способом, реализован новый комбинированный способ деформирования, названный термоэлектропластическим (ТЭПД)–способом, являлось выявление в сравнительном плане зависимости деформационных параметров (скорости деформирования ε, общей величины деформации ε и морфологии структуры поверхности) от способов деформирования и интенсивности нагружения исследуемых образцов в динамическом и статическом режимах.

В результате проведенных нами исследований обнаружены принципиальные преимущества нового подхода в структуроформировании в кристаллах по сравнению с предыдущими традиционными термопластическими способами. Умение управлять прочностью и пластичностью структур важно и для специальных сплавов с эффектом памяти формы. Есть основания считать, что предлагаемый новый технологический способ реконструирования кристаллов является перспективным инструментом управления структурой и свойствами кристаллических тел, в особенности в многокомпонентных сплавах.

КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ СЕРОГО ЧУГУНА

Ельчанинов П. Н.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия,
sopromosu@rambler.ru

Чтобы полнее использовать все резервы создания рациональных конструкций, надо достоверно оценивать их прочность.

В данной работе проверялись энергетические теории применительно к серому чугуну – материалу, которой по-разному сопротивляется при растяжении и сжатии.

Мерой прочности в общем случае напряженного состояния является величины полной удельной энергии или некоторой ее части. Предельные значения выбранных представлений являются некоторыми функциями напряженного состояния тела.

Проверка прочности критериев прочности для серого чугуна проводилась по следующим зависимостям:

Критерий Мора – $\tau_в = \sigma_{вр}(1-\frac{\tau_в}{\sigma_{вс}})$;

Критерий Шлейхера – $\tau_в = \sqrt{\frac{\sigma_{вр}\sigma_{вс}}{2(1+\mu)}}$;

Критерий Баландина – $\tau_в = \sqrt{\frac{\sigma_{вр}\sigma_{вс}}{3}}$;

Критерий Миролюбова – $\tau_в = \frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\sigma_{вр}\sigma_{вс}}{\sigma_{вр}+\sigma_{вс}}\right)$;

Критерий Лебедева-Писаренко – $\tau_в(0,738\frac{\sigma_{вр}}{\sigma_{вс}}+1) = \sigma_{вр}$.

Из заготовок серого чугуна диаметром 30 мм и длиной 300 мм вытачивались трубчатые образца. Размер образцов: наружный диаметр $D = 15$ мм, внутренний d = 13 мм. Для уменьшения разброса полученных результатов комплект из 3-х образцов изготовлялся из одной заготовки. В каждый комплект входило по одному образцу на растяжение, на сжатие и на кручение. Растяжение и сжатие проводились на машине Р – 5, а кручение – на машине КМ – 50 до разрушения. Было изготовлено 25 комплектов образцов.

Анализ результатов показал, что наиболее приемлемым критерием разрушения для серого чугуна является критерий Баландина.

1. Писаренко Г.С. Лебедев А.А. Сопротивление материалов деформированию и разрушению при сложном напряженном состоянии. Наука думка, Киев, 1969, с. 312

ПОЛЕВАЯ ИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ БЕЗУГЛЕРОДИСТОГО ЖАРОПРОЧНОГО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36ВИ

Ивченко В. А.[1], Медведева Е. В.[1], Лесников В. П.[2], Кузнецов В. П.[2]

[1]Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
lena@iep.uran.ru
[2]ООО «ТУРБОМЕТ», Екатеринбург, Россия

В настоящем докладе представлены результаты исследований кристаллической структуры безуглеродистого монокристаллического сплава жс36ви методом полевой ионной микроскопии (пим). Потенциальные возможности пим позволяют непосредственно исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и в то же время анализировать объем материала в процессе контролируемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем.

Основные задачи работы – изучение атомной структуры сплава ЖС36ВИ и распределения легирующих элементов по узлам сверхрешетки γ′-фазы. Монокристаллический сплав ЖС36ВИ исследовался после полной термической обработки.

В результате анализа экспериментальных данных, полученных методом ПИМ, была изучена природа межфазного интерфейса γ-γ′. Обнаружено отсутствие каких либо выделений легирующих компонентов на границе. Ширина граничной области типична для ширины граничной области чистых металлов и составляет порядка одного межатомного расстояния.

Структура обеих фаз анализировалась в объеме в процессе контролируемого удаления поверхностных атомов электрическим полем. Используя экспериментальные данные и известную теоретическую модель Саусворта и Ральфа, было предположено, что видимый контраст на ионных микрокартинах формируют атомы Ni, Re, Mo, W и Nb, в то время, как атомы Cr, Co, Ti и Al не дают изображения. Анализ изменения ионного контраста в сверхструктурных полюсах ионного изображения γ′-фазы позволил обнаружить кластеры видимого ионного контраста, размером 2–5 нм. Скорее всего, они состояли из атомов W, Re и Mo.

В объеме монокристаллической γ′-фазы также присутствовали наноструктурные фазовые выделения, представляющие собой когерентно связанные с матрицей частицы, не изображаемые на ионных микрокартинах. Это были области темного контраста размерами 2-5 нм. Предположительно, они состоят из легирующих элементов, не дающих видимый ионный контраст. Общая структура $L1_2$ при этом сохранялась. Предполагается, что такое сложное строение γ′-фазы является одной из основных причин упрочнения сплава ЖС36ВИ.

Таким образом, в работе проведено исследование кристаллической структуры безуглеродистого монокристаллического сплава ЖС36ВИ на атомно-пространственном уровне. Впервые с помощью прямого метода полевой ионной микроскопии обнаружено образование наноструктурных выделений 2-5 нм в объеме монолитной γ′-фазы и изучено их строение на атомно-пространственном уровне. Экспериментально определена природа межфазного интерфейса γ-γ′ и показано, что в граничной области отсутствуют какие-либо выделения легирующих компонентов.

АНАЛИЗ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА Cu_3Au(4 ат.% Pt) С ПОМОЩЬЮ ВРЕМЯПРОЛЕТНОГО АТОМНОГО ЗОНДА ПОЛЕВОГО ИОННОГО МИКРОСКОПА

Ивченко В. А.[1], Kvist A.[2], Andren H.-O.[2]

[1]*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
ivchenko@iep.uran.ru
[2]*Department of Physics, Chalmers University of Technology, Goteborg, Sweden*

Времяпролетный атомный зонд полевого ионного микроскопа (АЗПИМ) использовался для изучения распределения 4 ат. % атомов платины, легирующих упорядоченный сплав Cu_3Au, в кристаллической сверхрешетке $L1_2$.

Цель работы состояла в объяснении механизмов упрочнения в упорядочивающихся золотомедных сплавах на основе сверхструктуры $L1_2$ при легировании платиной, которые используются в специальном приборостроении в качестве слаботочных скользящих контактов.

Потенциальные возможности методов ПИМ позволяют исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и, в то же время, анализировать атомную структуру объекта в объеме путем управляемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем. АЗПИМ, представляющий собой масс-спектрометр предельного разрешения (одномерный), позволяет определять химическую природу отдельного атома поверхности посредством перемещения его изображения в зондирующее отверстие и последующего полевого испарения с помощью добавочного высоковольтного импульса. Таким образом, регистрируется химический состав отдельных кластеров или частиц выделившейся фазы, которые попадают в поле зрения микроскопа в процессе контролируемого удаления одного атомного слоя за другим.

Исследуемый сплав Cu_3Au(4 ат.% Pt) имел стехиометрическое соотношение меди к золоту, как 72:24. Химическая чистота элементов, приготовленных для сплавления, была выше, чем 99,99 %.

Атомно-зондовый микроанализ упорядоченного сплава Cu_3Au(4 ат.% Pt) проводился на грани (001) сверхструктурного направления <001>, в котором последовательно чередовались слои медных и золотомедных атомов. В результате построения ступенчатых диаграмм атомно-пространственного распределения атомов компонентов в процессе удаления одного атомного слоя за другим при полевом испарении с помощью добавочного высоковольтного импульса чередующихся атомных слоев сверхструктуры $L1_2$, удалось определить, в каких узлах кристаллической решетки находятся атомы легирующего элемента. На основании экспериментальных данных было показано, что 4 ат. % атомов платины статистически равномерно располагаются как в объеме упорядоченного сплава, так и около и на самой границе двух зерен.

Для подтверждения полученных с помощью АЗПИМ результатов, для анализа распределения 4 ат. % легирующего элемента в упорядоченном сплаве Cu_3Au, был привлечен метод EDX. EDX анализ в сканирующем электронном микроскопе (CamScan S4-80DV) и в трансмиссионном электронном микроскопе (JEOL 2000 FX) показал адекватные результаты распределения легирующего компонента в сверхрешетке Cu_3Au.

Из полученных экспериментальных данных следует, что все 4 ат. % атомов платины статистически однородно распределяются по узлам твердого раствора типа $L1_2$, обеспечивая твердо растворное упрочнение упорядоченного сплава Cu_3Au(4 ат.% Pt) при его легировании Pt.

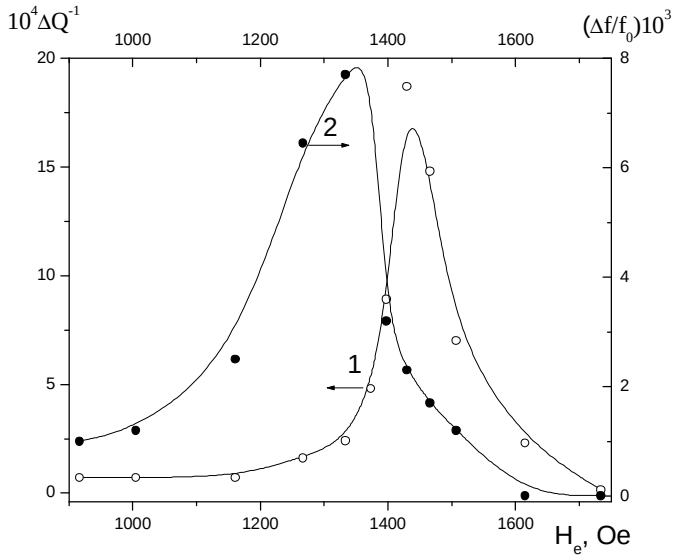
ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЗАТУХАНИЕ И ЧАСТОТУ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ ПЛАСТИН Nb И Pb–In

Шушлебин И. М.

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

Влияние магнитного поля на затухание Q^{-1} и частоту колебаний f сверхпроводящих пластин изучалось методом внутреннего трения. Хорошо известно, что в смешанном состоянии сверхпроводника в диапазоне звуковых частот наблюдаются пики Q^{-1} и f. Такое поведение связывается с динамикой вихревой подсистемы сверхпроводника 2-го рода. Однако существуют две точки зрения на происходящие при этом процессы. Первая заключается в предположении, что все вихри в колеблющемся сверхпроводнике закреплены на центрах пиннинга, а при колебаниях они совершают лишь ограниченное движение в их непосредственной окрестности [1,2]. Вторая предполагает разрушение вихревой структуры с разделением вихрей на свободные и закрепленные [3], при этом модификация подхода с учетом «аннигиляции» противоположно направленных компонент магнитного потока позволяет достичь количественного согласия с экспериментом [4].

В реальных сверхпроводниках присутствуют различные дефекты кристаллической структуры, являющиеся центрами пиннинга различной же эффективности. В результате изменения Q^{-1} и f наблюдаются во всем диапазоне полей смешанного состояния. Обращено внимание, что в случае сверхпроводника с одним типом эффективных центров пиннинга эти модели дают различные предсказания, что позволяет провести экспериментальную проверку. На рис. представлены результаты исследования монокристаллического ниобия, подвергнутого насыщению водородом. Обнаружено, что здесь пик изменения частоты предшествует пику затухания, которое развивается на фоне уменьшения изменения частоты. Это соответствует модели [3, 4], где в таких условиях рост эффективной жесткости (частоты) связывается с закреплением вихрей, а изменение же внутреннего трения (затухания) Q^{-1} с процессом последующего разрушения вихревой структуры – появлением и увеличением числа свободных вихрей Абрикосова.



В исследованиях пластин ниобия различной обработки и модельного сплава свинца с индием сделан переход к ранее рассматривавшимся формам полевых зависимостей Q^{-1} и f. Сделан вывод об адекватности модели [3,4] эксперименту.

1. Brandt E.H., Phys.Lett.A, 113,1, 51 (1985).
2. Brandt E.H., Esquinazi P., Neckel M., Weiss G. Phys. Rev. Lett., 56,1, 84 (1986).
3. Галайко В.П., Письма в ЖЭТФ, 17,1, 31 (1973).
4. Шушлебин И.М., Милошенко В.Е., Сверхпроводимость, 3,8,1836 (1990).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДВОЙНИКОВ НА УПРОЧНЕНИЕ Cr–Mn АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Терещенко Н. А., Уваров А. И., Яковлева И. Л.

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

Для материалов со структурой, содержащих двойники отжига, установлено, что напряжение деформирования зависит от наличия и количества в структуре низкоэнергетических специальных границ, в частности, – двойниковых [1, 2, 3]. Морфология двойников отжига такова, что практически увеличение предела текучести составляет незначительную долю от общего значения этой характеристики. Что касается деформационных двойников, то можно предположить, что их влияние на изменение предела текучести окажется более весомым.

В работе изучена структура ряда Cr–Mn сталей, подвергнутых предварительной деформации в интервале температур от + 300 ˚С до –70 ˚С, то есть в тех условиях, когда существенным образом меняется энергия дефектов упаковки и стабильность аустенита. Установлено, что холодная пластическая деформация протекает за счет сдвиговых процессов и формирует структуру, основным элементом которой являются пакеты деформационных двойников. Показано, что предел текучести стали, обладающей такой структурой описывается уравнением Холла-Петча со средним размером субструктурного элемента, обратно пропорциональным количеству деформационных двойников.

Проведен количественный анализ упрочнения Cr–Mn сталей. Показано, что предел текучести метастабильных аустенитных сталей включает предел текучести закаленного состояния; а также увеличение предела текучести за счет повышения плотности дислокаций и появления в структуре деформационных двойников:

$$\sigma_{0,2\ \text{метаст. ауст}} = \sigma_{0,2\ \text{зак}} + \Delta\sigma_{0,2\ \text{дисл.}} + \Delta\sigma_{0,2\ \text{дв}}$$

Продемонстрирована эффективность упрочнения деформационными двойниками. Показано, что вклад от деформационных двойников сопоставим как с упрочнением за счет увеличения плотности дислокаций в ячеистой дислокационной структуре, так и с эффектом дисперсионного твердения при распаде пересыщенных твердых растворов.

Работа выполнена по теме № г.р. 01.2.006.13392, при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (Проект № 34), гранта РФФИ 08-02-00047 и НШ-643.2008.3.

1. Перевалова О.Б., Конева Н.А., Козлов Э.В. Зеренная структура сплава Ni_3Fe // Известия высших учебных заведений. Физика. 1999. № 11. С. 34-42.
2. Коновалова Е.В., Перевалова О.Б., Конева Н.А., Козлов Э.В. Структура зернограничного ансамбля ГЦК однофазных поликристаллов // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3. № 3. С. 15-22.
3. Ходоренко В.А., Никитина Н.В., Коротаев А.Д. и др. Влияние низкоэнергетических границ зерен на свойства аустенитной нержавеющей стали при одноосном растяжении // ФММ. 1990. № 12. С.112-121.

СТРУКТУРНЫЕ ФОРМЫ ВЫДЕЛЕНИЙ Cu ПРИ РАСПАДЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cu

Урцев В. Н.[1], Мирзаев Д. А.[2], Яковлева И. Л.[3], Терещенко Н. А.[3]

[1]*ИТЦ «Аусферр», Магнитогорск;*
[2]*Южно-Уральский государственный университет, Челябинск;*
[3]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*
phym@imp.uran.ru

Литературные сведения о механизме распада пересыщенных сплавов Fe–Cu ограничены и нуждаются в развитии. Известно [1], что ε-фаза, а по существу чистая медь, обладает ГЦК решеткой. Вместе с тем, теоретические представления о поведении атомов меди в системе Fe–Cu дают основание предполагать, что в этих сплавах может реализоваться спинодальный распад под куполом расслоения с отрицательной диффузией и образованием изоморфных матрице кластеров на основе меди [2]. Имеются также сведения о существовании богатых медью фаз с ОЦК симметрией и плотноупакованной решеткой типа R9 [3].

В настоящей работе поставлена задача изучить кинетические и структурные особенности распада пересыщенных сплавов системы Fe–Cu. При относительно небольшой скорости охлаждения сплава пересыщенная по меди α-фаза образуется диффузионным путем и ε-частицы выделяются из феррита. В случае быстрого охлаждения ε-фаза выделяется из мартенсита. В методическом отношении такая структура наиболее предпочтительна для изучения начальных этапов превращения, так как соответствует большему пересыщению по меди.

Проведено электронномикроскопическое исследование структуры двойных сплавов Fe–Cu, закаленных на мартенсит и состаренных в процессе изотермической выдержки при 500 °С. Структура сплава Fe–5,5 % Cu после изотермической выдержки (500 °С 2 ч) представляет собой реечный мартенсит с частицами избыточной фазы, которые имеют преимущественно округлую форму. Диапазон изменения размеров таких частиц довольно широк, минимальный диаметр составляет ≈ 10 Å. Таким образом, можно утверждать, что частицы меди размером ≈ 10 Å уже обладают регулярной ГЦК решеткой. Следовательно, предшествующие этому типу выделения, обладающие ОЦК и R9 кристаллическими решетками, ограничены меньшим размером и, вероятно, могут рассматриваться как предвыделения – кластеры, но не самостоятельная фаза.

Работа выполнена по теме № г.р. 01.2.006.13392, при частичной финансовой поддержке программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (Проект № 34), Г-50-07-02 и НШ-643.2008.3.

1. И.Ле. Мэй, Л.М. Шётки (редакторы), Медь в черных металлах. Металлургия, Москва, 1988.
2. И.К. Разумов, О.А. Горбатов, Ю.Н. Горностырев и др. в: В.Н. Урцев (редактор), Фазовые и структурные превращения в сталях, Магнитогорский дом печати, Магнитогорск,2008, с. 157.
3. D. Isheim, M.S. Gagliano, M.E. Fine, D.N. Seidman, Acta Materialia. 841 (2006) 54.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ИНДЕНТОРОМ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ, ОБЛУЧЕННОМ НИЗКОИНТЕНСИВНЫМ ПОТОКОМ БЕТА-ЧАСТИЦ

Дмитриевский А. А., Ефремова Н. Ю., Шуклинов А. В., Васюков В. М., Ловцов А.Р.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
dmitr2002@tsu.tmb.ru

Известно [1], что в монокристаллическом кремнии под индентором происходят фазовые превращения (ФП). Достаточно подробно изучено влияние условий локального нагружения (форма индентора, скоростной режим) и последующего отжига на формирование новых фаз. Однако, информация о распределении фаз по объему отпечатка (с высоким пространственным разрешением) практически отсутствует. Поскольку ФП в кремнии дают выигрыш в объеме, то, при условии влияния низкоинтенсивного бета-облучения на эффективность фазовых превращений, стало бы легко объяснимым бета-индуцированное изменение микротвердости кремния [2]. В связи с этим, цель работы заключалась в исследовании фазового «рельефа» внутри отпечатков (с пространственным разрешением < 500 nm методом рамановской спектроскопии), полученных при индентировании исходного и облученного образа.

Индентирование Si (КЭФ-4,5) пирамидой Берковича на плоскости (100) осуществлялось на ультрамикротвердомере DUH-W201 (фирма Shimadzu). Спектры рамановского смещения (СРС) регистрировались на базе исследовательской зондовой нанолаборатории NTEGRA SPECTRA (фирма NT-MDT). Интенсивность бета-облучения (использовался источник на основе препарата ^{90}Sr + ^{90}Y) составляла величину $I = 10^5$ $cm^{-2}s^{-1}$.

Отпечатки индентора, сформированные до облучения и на характерных стадиях облучения, соответствующих двум максимумам разупрочнения с промежуточным восстановлением микротвердости к исходному значению [2], сканировались лазерным пучком диаметром ~ 500 nm с шагом 80 nm и временем накопления сигнала 1 s. Анализ СРС, регистрируемых в разных «точках» отпечатка, позволил получить его фазовый «рельеф» (распределение объемных долей фаз Si-III, Si-XII и α-Si, нормированных на объемную долю фазы Si-I) с пространственным разрешением ~ 200 nm и сделать заключение о незначительности вклада фазовых превращений под индентором в процесс W-образного изменения микротвердости кремния, индуцируемого низкоинтенсивным бета-облучением. Следовательно, в условиях низкой дислокационной подвижности (при комнатной температуре), немонотонное разупрочнение кремния, обусловлено преобразованием подсистемы точечных (собственных и радиационных) дефектов.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 09-02-97541) и «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект № 2.1.1/2643).

1. V. Dominich, Y. Gogotsi, Rev. Adv. Mater. Sci., *3*, 1 (2002).
2. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова, ФТТ, **48**, *2*, 262 (2006).

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА ПРОТЕКАНИЕ МАЛОАМПЛИТУДНОЙ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Pb–In

Крыловский В. С., Лебедев С. В.

Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина,
Г. Харьков, Украина
Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua

В процессе низкотемпературной деформации (T < 10 К) в ряде металлов и сплавов возникают неустойчивости пластического течения, которые проявляются в виде сбросов нагрузки на кривой деформационного упрочнения.

Наряду с крупномасштабными скачками деформирующего напряжения, наблюдавшимися на большом числе чистых металлов и сплавов в интервале температур (0,5 ÷30) К, на свинце были обнаружены [1] скачки напряжения малой амплитуды. В дальнейшем это явление наблюдали также на сплавах свинца с индием при деформировании только в сверхпроводящем состоянии [2].

В работе представлены результаты исследований малоамплитудной скачкообразной деформации на поликристаллах сплавов Pb – (0,1 ÷ 55) ат.% In в области гелиевых температур. Одноосное нагружение образцов проводили в сверхпроводящем состоянии со скоростью деформирования $\dot{\varepsilon} = 3.10^{-5}\,c^{-1}$. Пластическое течение металла в сверхпроводящем состоянии сопровождается сбросами нагрузки $\delta\sigma_{ск}$. Диапазон изменения амплитуды скачков лежит в пределах $(1 \div 20)10^{-2}$ МПа, с ростом концентрации нормальной фазы (смешанное состояние) скачкообразная деформация подавляется.

Для изучения влияния дефектной структуры на закономерности нестабильного пластического течения использовали изменения концентрации: атомов примеси, собственных дефектов в исходном состоянии (температура предварительного отжига) и деформационных дефектов. Область проявления малоамплитудной скачкообразной деформации ограничена концентрациями (10 ÷ 55) ат.% In. Увеличение температуры отжига приводит к снижению максимальной амплитуды скачка от 6.10^{-2} МПа ($T_{отж}$ = 350 К) до$1{,}5.10^{-2}$ МПа ($T_{отж}$ =500 К) , а также к изменению вида зависимости $\delta\sigma_{ск}(\varepsilon)$. Зависимости амплитуды $\delta\sigma_{ск}$ и количества $n_{ск}$ скачков от степени деформации имеют вид кривых с максимумом и убывают до нуля с увеличением концентрации деформационных дефектов при $\varepsilon \geq 30\%$.

Сбросы деформирующего напряжения малой амплитуды наблюдали в узком интервале температур (2 ÷ 4,2) К, максимальная интенсивность малоамплитудной скачкообразной деформации проявляется при 3,75 К.

Полученные результаты проанализированы в рамках моделей тепловой нестабильности пластического течения и динамического преодоления дислокациями потенциальных барьеров.

1. 1.В.С.Бобров, И.В.Виденский. Материалы XX Всесоюзного совещания по физике низких температур, Черноголовка(1979), ч.3, с.79.
2. 2.В.П.Лебедев, В.С.Крыловский, С.В.Лебедев, С.В.Савич, ФНТ,**34**,300(2008).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПАЛАВА 1421 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Могучева А. А., Кайбышев Р. О.

Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия,
mogucheva@bsu.edu.ru

Микроструктурные исследования показали, что в результате равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 325°С после e = 2 в материале формируется частично рекристаллизованная структура, занимающая 70% объема материала. Рекристаллизованнные зерна имеют равноосную форму и средний размер 3 мкм, БУГ занимают 50% объема материала. Средний угол разориентировки составляет 21,3%. Объемная доля S_1-фазы составляет 5%, высокая плотность дисперсной δ’- фазы, со средним размером 6 нм была обнаружена внутри зерен в темном поле ПЭМ.

С увеличением степени деформации до e = 4 объем рекристаллизованной структуры увеличивается до 80%. При этом средний размер рекристаллизованных зерен существенно не изменяется и составляет величину 2 мкм, при существенном увеличении доли БУГ 78,7%. Наблюдается также увеличение угла разориентировки границ до 30,7%. Средняя плотность дислокаций в теле зерен составляет $\rho = 5\times10^{14}$ м$^{-2}$. Объемная доля S_1-фазы увеличивается до 15%. Здесь наблюдается образование δ'- фазы, однако, ее объемная доля незначительна.

В результате РКУ прессования до степени деформации e = 8 сплава 1421 при температуре 325ºС увеличивается однородность микроструктуры, размер зерен уменьшается до 1,7 мкм. Объемная доля рекристаллизованной структуры при e = 8 составляет 85 %. Большеугловые границы занимают 91% объема материала. Средний угол разориентировки составляет 33,5°. Средняя плотность дислокации в теле зерен равна 2×10^{14} м$^{-2}$. Наблюдается высокая объемная доля S_1-фазы до 18%, при этом не видно выделений δ'- фазы.

В таблице 1 приведены механические свойства для трех состояний сплава 1421 после стандартной термической обработки.

Таблица 1. Механические свойства сплава 1421 при комнатной температуре.

Состояние сплава 1421	$\sigma_{0.2,}$ MPa	$\sigma_в$, MPa	δ, %
РКУП 2 пр.	329	480	11.3
РКУП 4 пр.	371	483	13.1
РКУП 8 пр.	314	398	15

Следует отметить, что на прочностные свойства УМЗ материалов влияет не только средний размер зерна, но и дефектная структура границ зерен [1]. В сплаве 1421 имеются пластинчатые выделения фазы Al_2LiMg, формирующиеся главным образом на границах зерен. По мере развития старения эти частицы растут, а упрочняющая δ´- фаза исчезает, что и приводит к падению прочности [2].

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. -М.: Логос, 2000, -272 с.
2. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. Изд./Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. 2-е изд., перераб. И доп. – М.:Металлургия, 1984. 528 с.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Камышанченко Н. В., Кузьменко И. Н., Кунгурцев Е. С., Кунгурцев М. С., Никулин И. С.

Белгородский госуниверситет, Белгород, Россия,
Kamysh@bsu.edu.ru

Акустическая эмиссия (АЭ), как явление распространения упругих колебаний (акустических волн), генерируемых внезапной деформацией напряженного материала, получил сразу широкое применение как метод неразрушающего контроля материала или изделий. Цифровые технологии существенно повысили информативность АЭ. В настоящее время исследования АЭ сопровождают практически все процессы материаловедческого эксперимента [1]. Информативность исследований АЭ повышается, если удается однозначно связать отдельный импульс АЭ с процессом в исследуемом материале.

В настоящей работе приведены результаты исследования АЭ титанового сплава ВТ1-0 при индентировании. Образцы получены при прокатке и подвергались отжигу в течение часа при температуре 973К. С помощью растрового микроскопа Quanta 200 3D, методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов, определялась ориентация кристаллической решётки в каждом зерне. Размер зерен ~100 мкм. Индентирование проводилось на микротвердомере 402MVD. Для эксперимента выбирались те зёрна, ориентация которых позволяла после индентирования увидеть все образовавшиеся двойниковые прослойки. Образцы через контактную смазку устанавливались на датчик АЭ (с усилителем, полоса пропускания 0,2÷0,8 МГц). Электрический сигнал датчика регистрировался компьютером с помощью АЦП L783 с частотой дискретизации 1МГц и записывался в файл. Последующая обработка производилась в Maple.

На рис. 1 приведена фотография отпечаток индентора при нагрузке в 100 г. Видны четыре двойника. На рис. 2 приведены результаты записи АЭ, где видны четыре импульса большой амплитуды, соответствующие образованию двойников (на вставке показан один из импульсов в развернутом виде).

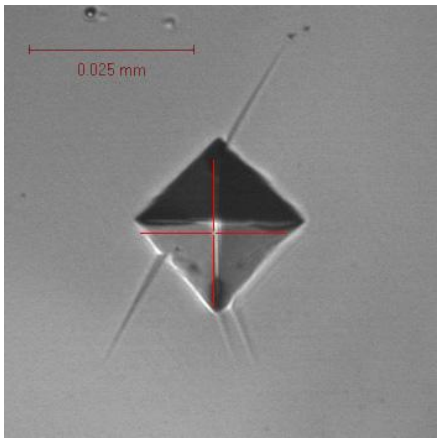


Рис. 1.

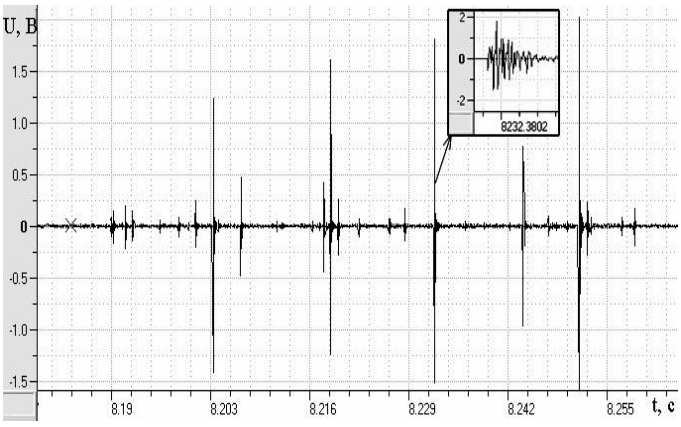


Рис. 2

В работе исследованы индивидуальные характеристики электрического сигнала АЭ (амплитуда, время нарастания, время спада, длительность, энергия, частотный спектр) и их корреляция с параметрами двойников.

1. Н.А.Семашко, В.И.Шпорт и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении.- Москва, Машиностроение, 2002, 239 с.

ЗАВИСИМОСТЬ МАКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0, СФОРМИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ, ОТ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА

Камышанченко Н. В., Кузьменко И. Н., Крыленко И. Н., Никулин И. С., Кунгурцев М. С.

БелГУ, г. Белгород, Россия,
nikulin@bsu.edu.ru

Для эффективного управлениями деформационными процессами титана в условиях больших деформаций необходимо иметь представление о закономерностях эволюции структурных преобразований в процессе последующих температурных, механических и других воздействий.

В работе проведено сравнительное исследование влияния дефектов и внутренних напряжений, созданных в результате предварительной прокатки, на макроструктуру и механические параметры титана марки ВТ1-0.

Из прокатанного при 773К титанового прутка до 0,4–0,8–1,5 (мм) толщиной, вырезались образцы вдоль прокатки. Для снятия внутренних напряжений образцы подвергались последующему неполному отжигу при 823К. Механические испытания на растяжение проводились на установке «INSTRON 5882». Макроструктура определялась с помощью микроскопа «Olympus GX 51».

Установлено, что после прокатки механические параметры увеличились в сравнении с их значением в исходном состоянии [1].

Рентгенограмма показала, что деформированные прокаткой образцы независимо от степени прокатки содержат в кристаллическом состоянии α-фазу.

Размеры субзерен уменьшаются по мере увеличения степени деформации, что существенно отражается на величинах $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$ и H_v. При этом по мере увеличения размеров субзерен наблюдается активизация процесса двойникования.

Последующий неполный отжиг существенно уменьшает количество вышедших на поверхность механических двойников с одновременным уменьшением $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$ и H_v и большинство зерен приобрели полиэдрическую форму с четко ограниченными границами.

Диффузионные процессы, протекающие при температуре отжига, очевидно, способствуют активизации протеканию процесса рекристаллизации, что и приводит к снижению механических параметров [2,3].

Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования БелГУ.

1. ГОСТ 19807-91
2. Цвиккер У. Титан и его сплавы. - М.: Металлургия, 1979. - 511 с.
3. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. - М.: Металлургия, 1976. - 184 с.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ИЗОТРОПНОГО СПЛАВА Fe–22%Cr–15%Co

Корзников А. В.[1], Миляев И. М.[2], Миляев А. И. [2], Соломенцев А. Н. [2], Юсупов В. С. [2], Корзникова Г. Ф. [1]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, korznikov@imsp.da.ru
[2]Институт металлургии РАН, Москва, Россия,
imilyaev@mail.ru

Практически все материалы для постоянных магнитов являются хрупкими и имеют низкие прочностные характеристики. Сплавы системы Fe–Cr–Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из них отличаются хорошим сочетанием достаточно высоких магнитных свойств с коррозионной стоимостью и достаточно высокой технологичностью. Они, как правило, обрабатываются при гомологической температуре T = 0,60÷0,75 $T_{пл}$ соответствующей горячей деформации. Достигаемые после термомагнитной обработки механические свойства сплавов системы Fe–Cr–Co выше ближайшего аналога по магнитным свойствам сплавов ЮНДК системы Fe–Al–Ni–Co. В настоящей работе была выбрана именно эта группа сплавов, и в частности – сплав марки 22Х15К.

Целью работы являлось исследование процессов структурообразования в ходе теплой пластической деформации и их влияние на магнитные свойства сплава Fe–22%Cr–15%Co.

Для деформации были использованы исходные образцы сплава в высококоэрцитивном состоянии, полученном по двум режимам - по ГОСТ 24897-81 с наложением магнитного поля на первой ступени термообработки для получения анизотропных магнитов, а также ступенчатой термообработкой без магнитного поля по схеме: 700°С (10 мин) + 640°С (1ч) + 620°С (1ч) + 600°С (1ч) + 580°С (1ч) + 560°С (2ч) + 540°С (3ч) + 520°С (4ч) + 500°С для получения изотропных магнитов. При такой обработке происходит спинодальный распад твердого раствора на сильномагнитные частицы α_1 (изотропные или анизотропные) и слабомагнитную матрицу α_2. Пластическую деформацию изотропных и анизотропных магнитов осуществляли прокаткой с различной степенью на ручьевых валках в интервале температур 300–400°С.

Измерения гистерезисных магнитных характеристик после деформации показали, что с увеличением степени деформации происходит снижение максимальной магнитной энергии. При этом коэрцитивная сила и остаточная индукция меняются незначительно. Наблюдаемые изменения гистерезисных характеристик могут быть связаны с изменением основного механизма перемагничивания с когерентного вращения, характерного для квази однодоменных частиц, полученных в процессе спинодального распада в исходном состоянии на механизм перемагничивания путем смещения доменных стенок в образцах после деформации. Смена действующего механизма перемагничивания вызвана появлением зародышей обратной намагниченности на дефектах структуры в деформированных образцах, которые относительно легко перемагничиваются в слабых полях.

ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ σ ФАЗЫ В МАЛОКОБАЛЬТОВОМ МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 30Х8К ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Корзникова Г. Ф.[a] Корнева А. В.[a, b], Швертня К.[b],

[a] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*
korznikova@anrb.ru
[b] *Institute of Metallurgy and Material Science, Reymonta 25 St. 30-059 Krakow, Poland*
nmsztwie@imim-pan.krakow.pl

Проблемой большинства магнитотвердых материалов является их хрупкость и отсутствие пластичности в высококоэрцитивном состоянии, что ограничивает область их возможного применения. Известно, что физические и механические свойства металлов и сплавов претерпевают существенные изменения при уменьшении зерен до субмикронных и нано размеров, а также за счет фазовых превращений и изменения морфологии фаз, имеющих место при обработке с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД). Такие материалы обладают улучшенным комплексом свойств, в том числе повышенными характеристиками сопротивления пластической деформации и пластичности при различных условиях нагружения. По этой причине формирование субмикрокристаллической и нанокристаллической структуры может рассматриваться как эффективный способ повышения комплекса свойств магнитных материалов. В данной работе в качестве исследуемого материала использован однофазный магнитотвердый сплав с пониженным содержанием кобальта 30Х8К, подвергнутый ИПД методом сложного нагружения.

Сплав 30Х8К относится к магнитотвердым сплавам системы Fe–Cr–Co, которые используются для производства постоянных магнитов. Преимуществом сплавов данной системы перед другими магнитотвердыми материалами является их высокая технологичность. Эти сплавы обрабатываются резанием, прокаткой, ковкой, штамповкой в промежуточных состояниях, что позволяет получать магниты в виде проволоки, прутков, листов, а за счет горячей обработки давлением в режиме сверхпластичности из них получают магниты сложной формы.

В работе приведены результаты исследования структуры малокобальтового магнитнотвердого сплава 30Х8К, подвергнутого интенсивной пластической деформации методом комбинированного нагружения осадкой с последующим кручением в интервале температур горячей деформации. Показано, что в результате деформации формируется градиентная микроструктура с максимальным измельчением зерен вблизи подвижного бойка. Кроме того, в интервале температур 750–850°С активизируется образование σ фазы субмикронного размера, причем в недеформированных образцах в этом интервале температур выделения σ фазы не происходит. Подробный анализ кривых дифференциальной сканирующей калориметрии и профиля концентрации элементов выявил выделение σ фазы при отжиге деформированных образцов при 450°С и ее растворение в интервале температур 800 – 920ºС. Отмечено, что выделение σ фазы способствует уменьшению среднего размера зерен α фазы и повышению прочностных характеристик деформированных образцов по сравнению с недеформированными после соответствующего отжига и термомагнитной обработки.

ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Fe– 5%O

Сафаров И. М., Корзников А. В.

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

Нанокристаллические материалы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств. Это обусловлено тем, что в НК 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.

Целью настоящей работы явилось исследование высокопрочных НК состояний в армко–железе и железе с дисперсными частицами FeO, и анализ роли различных структурных факторов в их упрочнении.

НК структура со средним размером зерен менее 100 нм была получена компактированием дисперсного порошка железа путем интенсивной деформации кручением под высоким давлением. При компактировании сдвигом под давлением окисленного на воздухе порошка железа наблюдается сильное влияние интенсивной пластической деформации на фазовые процессы. Полученная структура характеризуется образованием пересыщенного твердого раствора кислорода в железе при деформационном растворении (распаде) окисной пленки на поверхности частиц ультрадисперсного порошка железа, состоящей из Fe_3O_4 и FeO и отличается очень высокой твердостью.

При нагреве компактированного железа происходит образование НК структуры с размером зерен 0,2 мкм, стабильной вплоть до температуры 590ºС. При отжиге при температуре 600ºС наблюдается резкое выделение дисперсных частиц окислов FeO и образование структуры типа микродуплекс со средними размерами зерен 0,25 мкм и частиц 0,2 мкм. Формирование НК структуры и выделение мелкодисперсных оксидов сопровождается резким повышением уровня твердости в компактированном железе. Наибольшее значение микротвердости достигается в состоянии с размером зерен 0,25 мкм, содержащем 18 % (об.) оксидов размером около 0,2 мкм.

Было показано, что изменение значений твердости в отожженных состояниях деформированного армко-железа хорошо описывается в рамках соотношения Холла – Петча:

$$HV = HV_0 + k_{HV} / d^{1/2}$$

Поскольку кислород в равновесном состоянии практически не растворим в железе и, по-видимому, после отжига выше температуры 590ºС целиком переходит из квазитвердого раствора, образовавшегося при интенсивной пластической деформации, в частицы FeO, то можно допустить, что коэффициенты в зависимости Холла–Петча для матрицы компактированного железа и для армко-железа имеют близкие значения. С учетом этого была выведена следующая зависимость:

$$\Delta HV_д = 3{,}732/(\lambda - d_ч)$$

Полученная обратная зависимость твердости от межчастичного расстояния подтверждает то, что и в НК дисперсноупрочненном компактированном железе упрочнение происходит по механизму Орована.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 02Х17Н14М2

Шевченко Н. В., Литовченко И. Ю., Тюменцев А. Н., Корзников А. В.[1]

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
Shevchenko_tasha@mail.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности дефектной субструктуры и переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации (ПЛД) на различных этапах деформации аустенитной стали 02Х17Н14М2. Проведен анализ полей локальных остаточных напряжений и их градиентов. Исследованы особенности деформационных фазовых (мартенситных) превращений в зависимости от величины деформации. При значениях истинной логарифмической деформации $e \geq 1{,}2$ наблюдается образование ОЦК фазы с параметром решетки $a = 2{,}86$ Å, характерным для α-мартенсита. Обнаружено два типа частиц, отличающихся размерами и характером распределения.

Во-первых, тонких пластинок длиной около 1 микрона и шириной десятые доли микрона, которые обнаруживаются в зонах микродвойников деформации и на границах фрагментов, формирующихся внутри ПЛД. Проведенный анализ показал, что эти частицы являются следами прямых плюс обратных (γ→α→γ) превращений как механизмов деформации и переориентации кристаллической решетки при формировании ПЛД [1]. Предполагается, что одним из факторов стабилизации α-фазы является необычно высокий уровень остаточных локальных внутренних напряжений.

Во-вторых, мелкодисперсные выделения ОЦК фазы размерами менее 10 нм. Они частицы одинаково равномерно распределены по объему материала, как в зонах микродвойников деформации, так и внутри ПЛД. Исследование зависимостей удельной намагниченности от напряженности магнитного поля при различных степенях деформации показало, что содержание α-фазы возрастает с увеличением степени деформации, и после деформации прокаткой при $e \approx 4{,}6$ составляет ≈ 0,5 %, а мелкодисперсные частицы этой фазы находятся в состоянии суперпарамагнетизма. Предполагается, что образование этих частиц может быть связано с явлением деформационного расслоения твердых растворов аустенитных сталей [2], инициируемого интенсивными потоками деформационных точечных дефектов. Важную роль в процессе такого расслоения и последующего выделения частиц α-фазы могут играть формирующиеся при больших пластических деформациях зоны высоких локальных напряжений и их градиентов, способные не только стимулировать процессы расслоения твердого раствора, но и изменять термодинамические условия фазовых превращений – снижать, например, уровень стабильности γ-аустенита или барьер зарождения α-фазы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 06-02-16312-а.

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д. и др. // ФММ, 2003. - Т. 95. - № 2. - С. 86-95.
2. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р. // ФММ, 2000. - Т. 89. - № 6. - С. 82-93.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co ПРИ НЕОДНООСНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Кашаев Р. М., Корзникова Г. Ф., Хуснуллин А. М., Корзников А. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
korznikova@anrb.ru

Сплавы системы FeCoCr является магнитотвердыми сплавами дисперсионно твердеющего класса. Магниты из них получают как литьем, так и деформационными методами. Формирование высококоэрцитивного ($\alpha_1 + \alpha_2$) состояния в ходе спинодального распада приводит к резкому снижению прочностных и пластических характеристик, из-за образования модулированной структуры, состоящей из когерентно связанных упорядоченных частиц α_1 фазы в α_2 матрице. Известно, что, изменяя размер и морфологию упорядоченных фаз, можно существенно поднять пластичность промышленных сплавов. Однако для получения мелкозернистого состояния деформационными методами необходимо знание общих закономерностей течения и структурообразования при получении технологических заготовок.

Целью настоящей работы было исследование механического поведения магнитотвердого сплава 25Х15К (Fe–25 вес.%Cr15%Co) при неодноосном деформировании.

Путем сравнения результатов испытаний на растяжение, кручение и растяжение с одновременным кручением при температуре T = 800°C, показано, что характер поведения кривых интенсивность напряжений – степень деформации «s_e–e» магнитотвердого сплава 25Х15К при этих видах деформирования одинаков, влияние степени деформации на напряжение течения при постоянной скорости деформации незначительно. Опытные данные свидетельствуют также о том, что если напряжение течения при растяжении пропорционально скорости деформации в степени m, то же самое относится к чистому кручению, а также к любой из компонент тензора скорости деформации при испытаниях на неодноосное деформирование: растяжение с одновременным кручением. Для установившегося течения сплава 25Х15К с приемлемой в инженерной практике точностью (10–15)% существует единая функциональная связь между интенсивностями напряжений и скоростей деформаций. Для растяжения с одновременным кручением в условиях пропорционального деформирования при температуре T = 800°C выполняется условие пропорциональности между девиаторами напряжений и скоростей деформаций.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ

Болдырев Д. А.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия, DA.Boldyrev@vaz.ru

При проведении работ по получению чугунов, обеспечивающих повышенный комплекс механических, специальных и эксплуатационных свойств деталей автомобиля за счет повышения стабильности структуры литого металла на основании применения усовершенствованных и новых технологий модифицирования и микролегирования чугуна были получены следующие результаты:

1. Обнаружено явление образования большого количества мелких глобулей вторичного графита и конгломератов крупных глобулей первичного графита при мо-

дифицировании ВЧШГ магниевым модификатором с лантаном. Статистическое распределение диаметров графитных включений характеризуется как ярко выраженное бимодальное асимметричное. Образование конгломератов глобулей первичного графита объясняется уменьшением скорости роста графита, что повышает вероятность коагуляции графитных глобулей в жидком расплаве. Более позднее по времени выделение вторичного графита компенсирует усадочные процессы в отливке в момент прекращения функционирования прибылей, что обеспечивает снижение пористости и повышение механических свойств чугуна.

2. Установлена зависимость структурообразования ВЧШГ от стадийности ввода бария в расплав. При позднем введении бария в расплав ВЧШГ создаётся его избыточная концентрация, превышающая необходимую для связывания в химические соединения поверхностно-активных примесей (O, S и др.). Избыточный барий тормозит рост графитных включений за счёт снижения к ним диффузии углерода из расплава. Оставшийся в аустените углерод способствует формированию перлитной металлической основы. Повышая поверхностное натяжение расплава чугуна, барий позволяет сформировать правильную шаровидную форму графита ШГф5 даже при недостатке растворённого магния. При раннем введении бария в расплав ВЧШГ происходит полное связывание адсорбированных на графитных включениях поверхностно-активных примесей, за счёт чего происходит их очищение и дальнейший рост за счёт диффузии углерода из расплава при формировании преимущественно ферритной структуры. Постепенное уменьшение в расплаве чугуна содержания магния и бария вызывает снижение поверхностного натяжения, что приводит к нарушению равномерного роста базисных плоскостей шаровидного графита на конечной стадии его формирования и получению неправильной объёмной формы ШГф4.

3. Обнаружено и объяснено явление морфологической аномалии графитообразования в СЧПГ с низким содержанием серы (до 0,05%) и высоким содержании азота при введении в расплав добавок циркония и стронция. Морфологическая аномалия характеризуется наличием аномального графита, представляющего собой смесь форм ПГр1, ПГр7, ПГр8 и ПГр9, неравномерно распределённых по объёму отливки. Учитывая наиболее сильное химическое сродство циркония к азоту, его введение в расплав чугуна с растворённым азотом позволяет получить графитизирующий эффект за счёт образования нитрида циркония, являющегося ЦЗГ. Стронций, обладая высоким сродством к сере, проявляет модифицирующие свойства, образуя сульфиды стронция при содержании серы в чугуне не ниже 0,05%. При более низком содержании серы в чугуне несвязанный стронций начинает тормозить процесс графитизации и подавлять действие других графитизирующих элементов.

4. Установлены особенности каталитического влияния Bi и Te на структурообразование чугуна при встречном модифицировании, заключающиеся в следующем. При введении Bi и Te совместно с графитизирующим модификатором на ранней стадии (ковшевом модифицировании) они консервируют находящиеся в расплаве ЦЗГ, представляющие собой как недорастворившиеся включения графита, привнесённые из шихты, так и продукты реакции графитизирующего модификатора с примесями чугуна, и препятствуют как их дальнейшему росту, так и их растворению в расплаве. Проявлением этого эффекта является измельчение графитной фазы, стабилизация длительности графитизирующего эффекта и перлитизация структуры чугуна. При введении Bi и Te в расплав чугуна на ранней стадии и последующем его графитизирующим модифицировании на поздней стадии (в предкристаллизационный период) ПАЭ консервируют только находящиеся в расплаве недорастворившиеся включения графита, перешедшие из шихты, после чего за счёт графитизирующего эффекта разблокируются уже существующие и формируются новые ЦЗГ из продуктов реакции графитизирующего модификатора с примесями чугуна. При этом происходит измельчение графитной фазы и ферритизация структуры чугуна.

ЗАКОНЫ СУБСТРУКТУРНОЙ АНИЗОТРОПИИ ТЕКСТУРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Фесенко В. А.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Москва, Россия,
yuperl@mail.ru

При использовании рентгеновского метода обобщенных полюсных фигур изучена субструктурная анизотропия большого числа металлических материалов с развитой кристаллографической текстурой. Метод включает запись профиля рентгеновской линии (hkl) при всех последовательных положениях образца в процессе дифрактометрической съемки текстуры, что позволяет характеризовать образец множеством профилей одной и той же линии, соответствующих различным ориентациям (ψ,φ) отражающих плоскостей {hkl}. Поскольку каждый профиль рентгеновской линии характеризует состояние субструктуры исследуемого образца вдоль нормали к отражающим плоскостям, распределения дифракционных или субструктурных параметров на стереографической проекции образца, или так называемые обобщенные полюсные фигуры, являются графическим изображением его субструктурной анизотропии.

Субструктуре прокатанного изделия отвечает чрезвычайно широкий спектр состояний, меняющихся в зависимости от рассматриваемого направления. В результате систематизации обобщенных полюсных фигур разных типов были впервые установлены три закона субструктурной анизотропии, неизбежно развивающейся в процессе деформационного текстурообразования.

Первый закон: Остаточные деформационные эффекты, то есть фрагментация зерен и искаженность кристаллической решетки вдоль тех или иных кристаллографических осей, минимальны вдоль внешних направлений, соответствующих наибольшей плотности этих осей, то есть текстурным максимумам, и предельно усиливаются при переходе к текстурным минимумам. Этот закон справедлив не только для текстурованных поликристаллов, но и для деформированных монокристаллов. Симметричная ориентация, соответствующая центральной части текстурного максимума, обнаруживает устойчивость благодаря взаимно сбалансированному действию нескольких систем скольжения. Когда искаженность кристаллической решетки в пределах какого-то фрагмента зерна оказывается слишком высокой, сбалансированное действие в нем нескольких систем скольжения становится невозможным и его ориентация сдвигается на склон текстурного максимума или даже в текстурный минимум, тогда как зерна с относительно совершенной решеткой остаются в центре текстурного максимума.

Второй закон касается варьирования параметров решетки в металлических изделиях благодаря действию упругих микронапряжений: У каждого зерна с кристаллической решеткой, растянутой вдоль оси <hkl> на (+ε), существует парное зерно с симметричной ориентацией, в котором вдоль оси <hkl> кристаллическая решетка сжата на (-ε), так что упругие микронапряжения, сопряженные с этими деформациями, взаимно уравновешены. Распределение остаточной деформации решетки в ориентационном пространстве прокатанных металлических материалов обнаруживает перекрестный характер, состоящий в чередовании квадрантов с преобладанием упругого растяжения и упругого сжатия, что обеспечивает равновесие микронапряжений относительно плоскостей симметрии деформационной схемы.

Третий закон: Размеры областей однородной упругой деформации и искаженность их кристаллической решетки различны в пределах фрагментов материала, находящихся под действием остаточных сжимающих и растягивающих микронапряжений.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТЕКСТУРУ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Фесенко В. А., Энгелько В.И., Керяев Д. А., Быценко О. А.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Москва, Россия,
yuperl@mail.ru

Изучено воздействие поверхностной электронно-лучевой обработки на структуру и текстуру в объеме модельных образцах из жаропрочных титановых сплавов ВТ6, ВТ8 и ВТ9, содержащих стабилизаторы β-фазы. Обработка сильноточными импульсными электронными пучками осуществлялась по трем режимам, различающимся плотностью энергии пучка W в интервале 12–30 Дж/см^2 при энергии электронов E = 110–120 кэВ и длительности импульса τ = 15–40 мкс. Использовались рентгеновские методы исследования, включая фазовый анализ, текстурный анализ и оценку состояния кристаллической решетки по профилю рентгеновской линии. Для выявления связанных с облучением объемных структурных и текстурных изменений при рентгеновском изучении образцов применяли последовательное удаление слоев. Образцы для исследования в виде таблеток толщиной 5 мм изготавливали из прутков Ø 20 мм, осевое направление которых совпадало с нормалью к обрабатываемой поверхности.

Известно, что под воздействием импульсного электронного пучка реализуется сложный высокоскоростной режим термомеханической обработки, когда материал поверхностного слоя подвергается высокоскоростному нагреву до температур плавления, ударному механическому нагружению в β- и (α+β)-областях диаграммы состояния и высокоскоростному охлаждению за счет теплопроводности со скоростями до 10^6 ^{0}К/с. В данной работе при использовании рентгеновских методов структурного исследования уточнены эффекты, обусловленные этими факторами, а также толщина слоев их проявления при разных режимах облучения. Показано, что при всех обработках поверхностный слой образцов толщиной до 30 мкм претерпевает упрочнение, кристаллическая решетка в его пределах искажается, а субструктура фрагментируется. Впервые обнаружена резкая переориентация кристаллитов в объеме образца под воздействием ударного механического нагружения, сопряженного с импульсным электронным облучением. Это явление оказалось возможным наблюдать вследствие того, что каждой деформационной схеме соответствует свой тип текстуры и исходная текстура прутка, сформировавшаяся в результате осевого растяжения, оказывается неустойчивой в условиях осевого сжатия, вызываемого облучением.

В тех случаях, когда разогрев поверхностных слоев облучаемой таблетки оказывается достаточным для протекания α→β фазового превращения (~900^{o}C), в высокотемпературной β-фазе под воздействием повторных импульсов ударного нагружения формируется текстура сжатия, характерная для металлических материалов с кристаллической решеткой ОЦК. При последующем охлаждении происходит β→α превращение, при котором соблюдается ориентационное соотношение $\{011\}_\beta \| (0001)_\alpha$, $<111>_\beta \| <11.0>_\alpha$, в силу которого распределение нормалей к плоскостям {011} β-фазы наследуется распределением базисных нормалей в α-фазе. Причем, толщина слоя с измененной текстурой варьируется при переходе от сплава к сплаву и в случае сплава ВТ9 сопоставима с общей толщиной таблетки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16 ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ

Манохин С. С., Иванов М. Б., Нечаенко Д. А.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, Белгород, Россия, manohin@bsu.edu.ru

Интерес к свойствам титана и его сплавам в последние десятилетия существенно возрос. Титан и его сплавы обладают преимуществами: биосовместим, не магнитен, коррозионно стойек, с высоким отношением прочности к весу. Огромную роль и бурное развитие получили титановые сплавы в медицине.

Основными этапами обработки по формированию ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах является закалка и пластическая деформация [1,2]. Для развития методов формирования ультрамелкозернистой структуры в титановом сплаве ВТ16 актуально исследование распада метастабильных после холодной пластической деформации.

Целью работы являлось определение влияния холодной пластической деформации на особенности структурно-фазовых превращений и кинетику распада метастабильных фаз при старении титанового сплава ВТ16.

Использовали титановый сплав марки ВТ16 (ГОСТ 26492-85), поставщик ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (г. Верхняя Салда). Химический состав сплава следующий (% масс.): 3,2Al; 5,4 Mo; 4,4 V; прочие 0,3, остальное Ti.

Сплав предварительно закаливали с температур близких к температурам полиморфного превращения в воду. После осуществляли холодную прокатку на степень 5, 10, 20 и 50%.

По данным оптической металлографии и растровой электронной микроскопии сплав с увеличением степенней предварительной холодной деформации прокаткой утрачивает типичную для мартенситного состояния пластинчатую морфологию микроструктуры.

Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что под воздействием холодной пластической деформации, предварительно закаленный сплав ВТ16, с большой объемной долей орторомбичесмкого мартенсита α" претерпевает фазовое превращение с образованием ГПУ α'-фазы. На рентгенограммах деформированного сплава отсутствуют характерные отражения орторомбической α′′-фазы (в углах 34-36°) типа 110 и 020.

Построены зависимости значений твердости от температур старения (в диапазоне 300–600 °С) и времен выдержки (от 10 до 240 мин.).

Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что дисперсность кристаллитов в результате распада метастабильных фаз составляет порядка 50 нм.

Предварительная холодная пластическая деформация способствует не только значительному ускорению процессов распада метастабильных фаз, но и повышению значений прочностных свойств. Значения твердости материала при определенных условиях обработки приближались к 50 HRC.

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и другие., "Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов" // Наука.-2001.-С. 232.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов: М.: Металлургия, 1986.-224 с.

ОСОБЕННОСТИ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ

Гладковский С. В., Смирнов С. В, Эфрос Б. М.*

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
gsv@imach.uran.ru
**Физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина,*
b_efros@mail.ru

В зависимости от механического поведения при циклическом нагружении все конструкционные стали и сплавы по делятся на циклически упрочняющиеся, разупрочняющиеся и циклически нейтральные. В широко используемых на практике сталях и сплавах со структурой метастабильного аустенита наряду с химическим и исходным фазовым составом существенное влияние на процессы деформирования при циклических испытания оказывают развивающие при упругопластическом нагружении деформационные γ→ε и γ,ε→α′ мартенситные превращения. В связи с этим в настоящей работе исследовано влияние различных схем нагружения на эффекты циклического упрочнения/разупрочнения и изменение фазового состава в процессе деформирования конструкционных сплавов, содержащих в структуре метастабильный аустенит.

В работе изучено влияние циклического нагружения в малоцикловой области на форму петли механического гистерезиса деформационно-метастабильного сплава на Fe–Mn основе и мартенситно-стареющего сплава (МСС) типа Х11Н10М2Т, содержащего в структуре различное количество метастабильного аустенита. В качества материала исследования были использованы двухфазный (γ+ε) сплав с метастабильным аустенитом 05Г20С2 и мартенситно-стареющий сплав ЭП678 (03Х11Н10М2Т) промышленной выплавки. Сплав 05Г20С2 изучался в состоянии после закалки от 1050ºС и содержал в структуре 55% ε-мартенсита. Сплав ЭП678 после закалки от 920ºС имел мартенситную структуру, а его старение в интервале температур 500-660ºС с выдержкой 3ч. сопровождалось выделением упрочняющих интерметаллидных частиц различного состава и морфологического типа. Кроме того, с увеличением температуры старения свыше 560ºС в структуре МСС ЭП678 в результате развития обратного мартенситного α→γ превращения появлялся ревертированный аустенит, максимальное содержание которого (36%) соответствовало температуре старения 620ºС.

Выявлены особенности механического поведения при циклическом нагружении (эффекты циклического деформационного упрочнения/разупрочнения), связанные с проявлением структурной нестабильности, а также изменения кинетики образования α′-мартенсита деформации в зависимости от амплитуды цикла и характера приложения нагрузки.

Полученные результаты свидетельствуют о существенном влиянии деформационных мартенситных превращений в метастабильных сплавах на процессы статического и циклического деформирования и указывают на возможность прогнозирования механического поведения данных материалов при различных схемах циклического нагружения по результатам ускоренных малоцикловых испытаний и анализа формы петли механического гистерезиса.

ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ

Гладковский С. В., Коковихин Е. А., Трунина Т. А., Вичужанин Д. И., Бородин Е. М.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
gsv@imach.uran.ru

Изучены механические свойства при растяжении, характеристики ударной вязкости, распределение микротвердости и содержания легирующих элементов по сечению полученных сваркой взрывом композитов из сталей Ст0, 12Х18Н10Т, меди марки М1 в исходном состоянии и после дополнительной пакетной прокатки.

Сварка взрывом однородных и разнородных 2 и 3-слойных пластин толщиной 2 и 5 мм проводилась на предприятии ООО «Уралтехнопроект» (г. Екатеринбург) по оригинальной технологии. Холодная и теплая (T = 300–500ºС) прокатки листовых материалов и сварных композитов осуществлялась в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН на прокатном стане Дуо/Кварто с диаметром валков 55 и 255 мм. Использование технологии накопительной пакетной прокатки с постоянным обжатием (50%) позволило за 4–6 проходов получить в однородных листовых заготовках микрокристаллическую структуру.

Установлено, что наибольшая степень деформационного упрочнения, оцениваемая по приросту микротвердости, достигается в поверхностных слоях композита «Сталь 12Х18Н10Т-Ст0-Сталь 12Х18Н10Т», что может быть связано с образованием в стали 12Х18Н10Т при сварке взрывом и последующей холодной прокатке до 25% α'-мартенсита деформации.

Проведенные при T = 20ºС испытания на растяжение на установке Instron-8001 продемонстрировали высокий комплекс механических свойств композитов после сварки взрывом и пакетной прокатки и показали, что форма кривых растяжения исходных материалов и сварных композитов на их основе резко различаются. При этом на кривых растяжения композитов, содержащих внешние слои из стали 12Х18Н10Т, наблюдалось эффект прерывистой текучести.

Ударные испытания композитов с записью диаграммы «нагрузка-прогиб», проведенные при T = 20ºС на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542M, позволили определить значения KCV, соотношение работы зарождения и распространения трещины и характеристики динамической трещиностойкости (J_{1d}). Установлено, что в зависимости от ориентации линии надреза относительно плоскости сварного соединения ударная вязкость композитов различается в 2,5–3,5 раза.

Показана эффективность использования записи сигналов акустической эмиссии с помощью системы Vallen AMCY-5 при статических и ударных испытаниях для изучения стадийности процесса разрушения исследованных материалов. Проведенный макро- и микрофрактографический анализ поверхностей разрушения позволил выявить ряд особенностей распространения трещин в металлических композитах после сварки взрывом и интенсивной пластической деформации методом пакетной прокатки.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ-Урал и Правительства Свердловской области (проект № 07-02-96049).

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ИЗДЕЛИЯХ НА ОСНОВЕ ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Иванов А. С., Цаповская О. А.

Региональный образовательный научный центр МГОУ,
Подольск, Московская область, Россия,
otsap@km.ru

Переменные характеристики материала изменяют уровень и характер распределения внутренних напряжений в процессе эксплуатации. Целью данного сообщения является моделирование внутренних напряжений в изделиях на основе градиентных материалов. В качестве иллюстративного примера рассматриваются переменные теплофизические свойства (коэффициенты линейного расширения и теплопроводности). Упругие свойства материала (например, модуль Юнга) принимаются постоянными.

Рассмотрим длинный сплошной цилиндр с объемным тепловыделением. Коэффициент линейного расширения является известной функцией координат

$$a = a_0\left(1+\frac{r^2}{R^2}\right), \tag{1}$$

где R – внешний радиус цилиндра, α_0 – коэффициент линейного расширения при $r = 0$. Среди внутренних напряжений важную роль играют температурные. Их определение в условиях плоской деформации сводится к получению функции напряжений F из решения бигармонического уравнения [1]

$$DDF = \frac{4a_0 E q_v r^2}{(1-n)lR^2}, F = \frac{\partial F}{\partial u} = 0 \text{ при } r = R, \tag{2}$$

где F – функция напряжений, q_v – мощность объемного тепловыделения, E – модуль Юнга, λ – коэффициент теплопроводности, ν – коэффициент Пуассона. Получены компоненты тензора термонапряжений для зависимости (1) (в безразмерном виде)

$$\frac{24s_{rr}(1-n)l}{a_0 E q_v R^2} = \left(\frac{r^4}{R^4}-1\right), \frac{24s_{qq}(1-n)l}{a_0 E q_v R^2} = \left(5\frac{r^4}{R^4}-1\right), \frac{24s_{zz}(1-n)l}{a_0 E q_v R^2} = 2\cdot\left(3\frac{r^4}{R^4}-1\right). \tag{3}$$

Проведено сравнение приведенных соотношений с известными зависимостями для постоянного значения коэффициента линейного расширения. Показана принципиальная возможность управления термонапряженным состоянием тепловыделяющего цилиндра путем изменения коэффициента линейного расширения. Обсуждается влияние переменного коэффициента теплопроводности на изменение характера распределения температурных напряжений.

1. Иванов А.С., Ковалев В.И., Цаповская О.А. Температурные напряжения в сплошном длинном цилиндре с переменным объемным тепловыделением. Проблемы машиностроения и автоматизации, 2008, №1, с.111-114.

ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОПРОЧНОСТЬ ИЗДЕЛИЙ С ПОКРЫТИЯМИ

Иванов А. С., Челяпина О. И.

Региональный образовательный научный центр МГОУ ,
Подольск ,Московская область, Россия,
chelyapina@pochta.ru

Покрытия используются для повышения прочностных характеристик изделий в процессе эксплуатации. Если покрытие характеризуется неоднородной границей в сочетании с произвольной геометрической формой, то часто при моделировании внутренних напряжений используют экспериментальные подходы. Среди последних заслуживают внимания аналоговые методы. Их сущность заключается в идентичности математической формулировки двух разных задач, одна из которых допускает простую экспериментальную реализацию [1]. Целью данного сообщения является математическое обоснование аналогового метода определения температурных напряжений в системе «изделие-покрытие» с произвольной геометрией поперечного сечения и неоднородной границей раздела «материал-покрытие».

Рассматривается состояние плоской деформации при свободной от нагрузок внешней поверхности. Упругие характеристики (модуль упругости) составных частей системы одинаковы. Коэффициент линейного расширения является непрерывной функцией координат и возрастает при переходе через границу раздела. Функция напряжений для плоской задачи термоупругости находится из решения задачи

$$DDF = -\frac{E}{(1-n)} D(aT),\ F = \frac{\partial F}{\partial u} = 0 \text{ на границе внешнего контура,} \quad (2)$$

где E – модуль Юнга всей системы, ν – коэффициент Пуассона, T – распределение температуры (находится из решения задачи теплопроводности).

С точностью до обозначений эта задача идентична изгибу жестко защемленной пластины под действием распределенной нагрузки

$$\Delta\Delta w = \frac{P(r)}{D}, w = \frac{\partial w}{\partial u} = 0 \text{ на внешнем контуре,} \quad (3)$$

где w – функция изгиба, $P(r)$ – распределения нагрузки, D – жесткость пластины. Полное соответствие между функциями напряжений и прогиба пластины достигается путем введения множителя χ для сохранения размерности $[F] = [\chi w]$. Сопоставление задач (2) и (3) позволяет получить выражение для распределенной нагрузки

$$P(r) = -\frac{ED\Delta(\alpha T)}{(1-\nu)\chi}. \quad (4)$$

Модельную пластину идентичной конфигурации нагружают распределенным давлением по закону (4). Экспериментально измеренные поверхностные смещения (деформации) модельной пластины дают численные значения термонапряжений. Последние в конечном итоге определяют прочность и термопрочность изделия с покрытием произвольной формы. Рассматривается возможность управления прочностными и термопрочностными характеристиками изделий с покрытиями.

1. Иванов С.Д. Актуальные задачи моделирования технологических и температурных напряжений. М.: МГОУ, 1999, 335 с.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАЛИЧИИ ПРИМЕСНЫХ АТМОСФЕР НА КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЯХ

Власов Н. М.

Региональный образовательный научный центр МГОУ,
Подольск, Московская область, Россия,
otsap@km.ru

При пластической деформации металлов плотность дислокаций увеличивается на несколько порядков. Процесс размножения краевых дислокация рассматривается, как правило, без учета примесных атомов. Однако последние образуют примесные сегрегации и закрепляют дислокационные линии [1]. Это увеличивает сдвиговое напряжение для начала работы источника размножения дислокаций (источник Франка-Рида). Целью данного сообщения является исследование влияния примесных атомов на процесс размножения краевых дислокаций вследствие источника Франка-Рида.

Рассматривается дислокационная линия между точками закрепления. Если дислокация закреплена примесной атмосферой, то для начала процесса размножения нужно приложить дополнительное сдвиговое напряжение. Определена энергия связи краевой дислокации с примесной атмосферой и соответствующее напряжение сдвига. Под действием внешней нагрузки происходит изгиб дислокационной линии с примесной атмосферой. Последняя закрепляет краевую дислокацию. Сила закрепления (на единицу длины дислокационной линии) равна (для системы $Fe - C$)

$$\frac{F}{L} \approx \beta C_0, \beta = \frac{\mu b (1+\nu) \delta v}{3\pi (1-\nu)},$$

где C_0 – средняя концентрация атомов углерода, μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, ν – коэффициент Пуассона, δv – изменение объема кристалла при размещении атома углерода. Для $C_0 = 10^{26}$ м$^{-3}$; $\delta v = 3 \cdot 10^{-30}$ м^3; $\nu = 0{,}28$ получим $\frac{F}{L} = 0{,}6 \cdot 10^{-4} \mu b$. Из условия $\frac{F}{L} = \tau b$ находим $\tau = \frac{F}{Lb} = 0{,}6 \cdot 10^{-4} \mu$. Это есть величина дополнительного сдвигового напряжения для начала работы источника размножения краевых дислокаций [2].

После изгиба линии дислокации происходит диффузионное перераспределение атомов примеси вдоль дислокационной линии. Определено время освобождения дислокационного сегмента от примесной атмосферы. Показано, что начальная стадия пластической деформации металлов при наличии атомов примеси (примесных сегрегаций) определяется диффузионным перераспределением атомов примеси вдоль дислокационного сегмента.

1. Власов Н.М. Закрепление краевой дислокации примесной атмосферой. ФММ, 1983, т.56, в.3, с.583-586.
2. Власов Н.М., Зазноба В.А. Влияние атомов примеси на процесс размножения краевых дислокаций. ЖТФ, 2001, т.71, в.1, с.53-56.

МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТОГО ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ ПРЕССОВАНИЮ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Фролова Н. Ю., Зельдович В. И., Хейфец А. Э., Хомская И. В., Шорохов Е. В.*, Жгилев И. Н.*

Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия
**Российский Федеральный ядерный центр - Всероссийский НИИ технической физики им. акад. Е.И.Забабахина, Снежинск, Россия,*
frolova@imp.uran.ru

Методами электронной микроскопии и металлографии проведено исследование микроструктуры титана марки ВТ1-00 и ВТ1-0 после динамического канально-углового прессования (ДКУП) в один и два прохода при двух температурах: 20 и 500°С. Прессование проводили через два канала, расположенных под углом 90° друг к другу. Скорость деформирования составляли 10^3-10^5с$^{-1}$.

Установлено, что при ДКУП образец испытывает равномерную и локализованную деформацию. После деформации в один проход при комнатной температуре в образце формируется неоднородная структура, в которой наблюдаются удлиненные зерна размерами 0.3–1 мкм. Длинная ось деформированных зерен составляет угол 28°–30° с длинной осью образца. После второго прохода удлиненные зерна преобразуются в равноосные, структура становится более однородной. В результате ДКУП титана при 500°С получена структура, представляющая собой дисперсную смесь мелких рекристаллизованных зерен и нерекристаллизованных (деформированных) участков. Нерекристаллизованные участки состоят из субзерен, образовавшихся в результате деформации и динамической полигонизации.

ДКУП титана при комнатной температуре приводит к эффектам локализации деформации: образованию полос адиабатического сдвига, появлению трещин. Увеличение числа проходов при комнатной температуре от одного до двух сопровождается накоплением участков локализованной деформации. При втором проходе не наблюдается залечивание трещин, возникших при первом проходе. Образование рекристаллизованных зерен в местах локализации деформации свидетельствует о локальном повышении температуры до 500–600°С. Появление мартенситных структур возле пор, образующихся в местах пересечения трещин, указывает на повышение температуры более 882°С.

По диаграмме Мейерса-Пака «напряжение сдвига - деформация» было определено, что напряжение сдвига при температуре 600°С составляет 250 МПа. Увеличение температуры деформирования от 20 до 500°С приводит к понижению напряжений сдвига и к более частому снятию напряжений за счет локализованных сдвигов, что предотвращает разрушение образца. Полосы локализованных сдвигов состоят из рекристаллизованных зерен, расстояние между полосами сдвига составляет 0.2–0.3 мм.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01.2.006.13392), при частичной поддержке РФФИ (грант 08.03.00106), Программы Президиума РАН "Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества", Программы поддержки ведущих научных школ (грант НШ-643.2008.3) и Программы УрО РАН №34.

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Лычагин Д. В., Алфёрова Е. А.*, Голосова Т. Н.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия,
dvl-tomsk@mail.ru
**Юргинский технологический институт Томского политехнического университета, г. Юрга, Россия,*
katerina525@mail.ru

Известно, что пластическая деформация металлических монокристаллов идет фрагментировано, с образованием деформационных доменов. Фрагментация наблюдается при деформации монокристаллов различных материалов (алюминий, медь, никель, Ni_3Fe) [1]. При этом образец разбивается на домены сдвига. Внутри доменов при первичной фрагментации сдвиг идет по одной плоскости скольжения, или по двум некомпланарным плоскостям скольжения. Как правило, экспериментально достаточно трудно разделить по какому количеству из возможных систем скольжения в данном случае осуществляется сдвиг. Вторичная фрагментация обычно связывается с появлением доменов с двумя и более системами следов сдвига или образованием макро- или мезодефектов.

В настоящей работе, с использованием метода сетки (с базой 100 мкм), было показано влияние кристаллогеометрического фактора на неоднородность деформации. На основе проведенных исследований на ГЦК-монокристаллах с ориентацией оси сжатия в углах стереографического треугольника было показано, что на неоднородность деформации влияют:

– вид схемы напряженного состояния и расположения областей максимальной концентрации напряжений;

– расположение и протяженность границы перехода между областями с разной схемой напряженного состояния;

– ориентация плоскостей и направлений сдвига относительно боковых граней и пуансонов испытательной машины. Здесь учитывается наличие или отсутствие обратных напряжений от пуансонов испытательной машины и вероятность сдвига в сторону свободных боковых граней как в прямом, так и в обратном направлении.

В работе также показано, что деформация в доменах связана со структурными элементами деформации. Их тип зависит от ориентации оси нагружения монокристаллов, а степень их проявления – от ориентации боковых граней [2]. Это могут быть: системы следов сдвига, системы мезо- и макрополос (формирование последних сопровождается интенсивным складкообразованием).

Кроме того, в работе были рассмотрены дислокационные взаимодействия в ГЦК-монокристаллах высокосимметричной ориентации с учетом процессов фрагментации. Рассмотрение процесса фрагментации монокристаллов позволяет проследить представительные объемы, в которых могут наблюдаться дислокационные взаимодействия различного типа с учетом характера локального поля напряжений.

1. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 103 –113.
2. Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Шаехов Р.В., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Неоднородность деформации в монокристаллах никеля с разной иерархией структурных элементов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. т.4. № 2. С. 26-35.

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРА МЕЖДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СХЕМЫ ГЛАВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Голосова Т. Н., Лычагин Д. В., Лычагин А. Д., Алфёрова Е. А.*

Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия,
dvl-tomsk@mail.ru
** Юргинский технологический институт Томского политехнического университета, г. Юрга, Россия,*
katerina525@mail.ru

Эксперименты по одноосному сжатию ГЦК монокристаллов показывают неоднородность протекания процессов деформации в объеме образца, которая сопровождается процессом фрагментации. И если при первичной фрагментации возможно взаимодействие дислокаций систем скольжения, принадлежащих одной плоскости сдвига, то при вторичной – необходимо рассматривать взаимодействие дислокаций, принадлежащих системам сдвига разных плоскостей скольжения. Кроме этого, необходимо учитывать неоднородность поля напряжений, связанную с наличием контактного трения, а также действие обратных напряжений от противоположных пуансонов испытательной машины.

В работе была проведена статистическая обработка дислокационных взаимодействий, реализующихся в ГЦК-монокристаллах при одноосном сжатии. По ее результатам дислокационные реакции были разбиты на четыре группы. В группу 1 «Без образования дислокационного соединения» отнесены дислокационные взаимодействия, не реализующиеся из-за отталкивания одинаковых дислокаций. В данную группу попадают 25% дислокационных реакций. В группу 2 «С образованием дислокационных соединений, скользящих в плоскости реагирующих дислокаций» отнесены те дислокационные взаимодействия, в результате которых образуется дислокационное соединение, которое скользит в плоскости одной из реагирующих дислокаций. В группу 2 попали дислокационные взаимодействия, которые при ориентации оси деформации [001] в кристалле, мало насыщенном дислокациями, не реализуются. Для этих реакций для одной или обеих взаимодействующих дислокаций фактор Шмида для направления вектора Бюргерса равен нулю. В группу 3 «Барьер Хирта» отнесены дислокационные взаимодействия с образованием дислокационных соединений, представляющих собой барьеры Хирта, сюда попадают 50 % дислокационных реакций. В группу 4 «Неподвижные соединения» отнесены дислокационные взаимодействия, дающие дислокационные соединения, неподвижные при данной ориентации оси деформации. 25 % дислокационных взаимодействий дают дислокационные соединения, неподвижные при данной ориентации оси деформации, так как фактор Шмида для направления вектора Бюргерса равен нулю.

В настоящее время для получения нанокристаллических материалов используется метод разноосной деформации. В работе были рассмотрены дислокационные взаимодействия при изменении оси сжатия. В этом случае, ранее не нагруженные плоскости октаэдрического сдвига становятся нагруженными. Это приводит к тому, что необходимо рассматривать дислокационные взаимодействия между новыми системами сдвига и дислокациями образованными предварительной деформацией. При этом, как ранее неподвижные дислокации могут стать подвижными, так и могут начать двигаться барьеры «сидячие» при предыдущей ориентации оси деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА МНОЖЕСТВЕННЫХ СТРУКТУРНО – КИНЕТИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ

Соковиков М. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН,
Россия, Пермь

Проведено исследование автомодельных закономерностей процесса деформирования материалов при высокоскоростном ударе и численное моделирование появления областей неустойчивости пластического сдвига. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на деформационные свойства материалов.

В результате численного моделирования показано, что автомодельный характер поведения материалов при высокоскоростном ударе, связан с тем, что начиная с определенных скоростей соударения эффективные их свойства начинают слабо зависеть от условий нагружения. Это является результатом множественных ориентационно - кинетических переходов в ансамблях микросдвигов, вследствие чего наблюдается резкое падение сопротивления среды сдвиговым нагрузкам, появление областей неустойчивости пластического сдвига, что обусловлено особенностями кинетики накопления микросдвигов, поведением их самоорганизованных ансамблей, результатом которого является асимптотический характер зависимости релаксационных свойств материала от скоростей деформирования, а значит и скоростей соударения.

В результате изменяются эффективные макроскопические свойства среды. Причем, чем больше глубина проникания в область метастабильности (с повышением скорости деформаций), тем более высокие значения скорости роста плотности микросдвигов достигаются в процессе кинетического перехода. При достижении предельно возможной глубины проникания в область метастабильности значения скорости роста микросдвигов максимальны и практически не изменяются при увеличении скорости соударения. Другими словами, скорость генерации микросдвигов в условиях ориентационного перехода определяет деформационную динамику. Происходит кинетический переход по параметру плотности микросдвигов, в результате которого эффективная вязкость материала резко падает, что приводит к скачкообразному росту скорости пластической деформации, быстрой релаксации девиаторных компонент тензора напряжений вследствие чего наблюдается резкое падение сопротивления материала сдвиговым нагрузкам.

Показано, что выход процесса формирования пробки на автомодельный режим обусловлен особенностями кинетики накопления микросдвигов (ориентационным переходом), результатом которого является асимптотический характер зависимости деформационных свойств материала в областях по периферии ударника от скоростей соударения.

В рамках рассматриваемой модели проведено численное моделирование распространения полос неустойчивости пластического сдвига как специфических волн пластической деформации, обладающих признаками уединенных волн.

Работа выполнена при частичной поддержки грантов РФФИ 05-08-33652а, 07-01-96004-р_урал_а, 07-08-96001-р_урал_а.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОВОЛОКНА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al

Синица Н. В., Старостенков М. Д., Хорошилов Д. Е., Яшин А. В., Дудник Е. А.

В настоящей работе проведены компьютерные эксперименты по изучению динамики развития одноосной сверхбыстрой динамической деформации нановолокна интерметаллида Ni_3Al с внедренной концентрацией точечных дефектов – вакансий. Классифицированы стадии разрыва нановолокна. Приведены диаграммы изменения запасенной энергии деформации. Приведены временные интервалы для стадийных структурных превращений.

Важнейшим свойством сплавов является их прочность и устойчивость к различного рода деформациям. Разрушение твердых тел связано с разрывом атомных связей под воздействием локальных напряжений, возникающих в кристалле. В данной работе проводится исследование влияния точечных дефектов (вакансий) на прочность кристалла, проводится анализ стадий одноосной деформации растяжения. Для изучения атомной перестройки на более детальном уровне, исследование процесса деформации проводится методом молекулярной динамики. Согласно [1] при деформации выделяются четыре этапа: этап квазиупругой деформации (I), этап пластической деформации (II), этап образования шейки разрыва кристалла (III) и этап разрушения (IV) (рис.1-2).

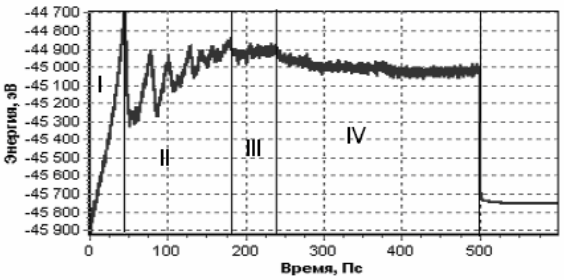


Рис. 1. Изменение запасенной энергии (6 вакансий при T = 600К, Cv = 0,01%)

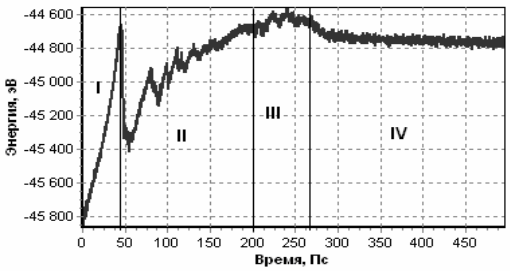


Рис. 2. Изменение запасенной энергии (12 вакансии при T = 600 К, Cv = 0,02%)

На этапе квазиупругой деформации происходит смещение атомов, без образования видимых дефектов. С ростом числа вакансий в образце на этапе квазиупругой деформации график запасенной энергии становится более размытым. При одной и той же концентрации вакансий в кристалле с ростом температуры первый этап деформации длится меньше (длительность первого этапа в идеальном кристалле составляет 50-52 Пс, для проведенных в настоящей работе экспериментов 44-46 Пс). Рост числа вакансий в кристалле уменьшает длительность первого этапа. На этапе пластической деформации происходит образование антифазных границ. Для этой стадии характерно наличие нескольких точек бифуркаций запасенной энергии упругой деформации, что говорит о появлении новых типов и коллективов структурных и сверхструктурных дефектов. Этап пластической деформации сопровождается резкими скачками запасенной энергии, так и относительно спокойным ростом. Наличие резких скачков, говорит о том, что деформация кристалла происходит преимущественно локально, вблизи образовавшегося разрыва вдоль плоскости {111}. При «спокойном» росте запасенной энергии образуются множественные области разрушения, распространяющиеся в направлении плоскости {111}. С ростом числа вакансий, скачков энергии становится больше, что говорит об интенсивном процессе образования комплексов антифазных границ и дефектов замещения [2].

1. V. Yamakov, D.Wolf, S.R. Phillpot, A.K.Mukherjee, H.Gleiter Deformation-mechanism map for nanocrystalline metals by molecular-dynamics simulation, Nature Materials 3(2004).- pp. 43- 47.
2. Starostenkov M. D., Ovcharov A. A. Crystal Argon Stability under Stretching Stress/ Computational Materials Science, 14 (1999), pp. 215-219.
3. Дудник Е.А., Синица Н.В., Старостенков М.Д., Яшин А.В. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ №2007611472 от 09 апреля 2007 г. «Моделирование структурных превращений в сплавах методом молекулярной динамики при различных температурах с использованием парных потенциалов Морзе (ДИНАМИКА)».

НЕЛОКАЛЬНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ

Азаров А. С., Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С.

Орловский государственный технический университет, Орел, Россия
Lara@ostu.ru

Поверхностные и адгезионные свойства твердых тел характеризуются соответственно их поверхностной энергией W_p и энергией адгезии F_a. В изотермических обратимых процессах образования свободной поверхности твердых тел, вступления их в адгезионный контакт, поверхностная энергия и энергия адгезии оцениваются через изменение свободной энергии рассматриваемых тел. Отмеченные изменения в физике твердого тела вычисляются через изменения электрической энергии. Однако указанный подход удобно использовать для однородных по химическому составу и структуре материалов.

Для реальных материалов, когда нет ни однородности их химического состава, ни структуры этот подход неприменим, хотя потребность расчетов величин W_p и F_a для структурно неоднородных материалов, являющихся сплавами и химическими соединениями, велика.

В основе предполагаемых теоретических построений лежат представления о нелокальном парном и тройном взаимодействии частиц. В работе учтено, что относительные смещения пар частиц разложимы в ряды по внешним степеням векторов относительного положения. Это дало возможность перейти от нелокального описания к локальному, когда изменения свободной энергии определяются последовательностью градиентов перемещений. Также было сделано предположение о том, что потенциал парного взаимодействия частиц является двухпараметрическим, а рассматриваемая среда – изотропной. В качестве потенциала, выбран аналог потенциала Морзе, в котором параметр, характеризующий его убывание с расстоянием тот же, что и в реальной дискретной среде. В сложной среде этот параметр определяется через среднее межатомное расстояние. Эта модель содержит ряд неклассических характеристик упругой среды, определяемых через потенциал взаимодействия ее частиц, который считается известным.

Предположение о форме потенциала тройного взаимодействия сделано с учетом аналогии с гипотезой о вероятности одновременного тройного взаимодействия частиц реальной среды. Как в парном, так и в тройном взаимодействии коэффициенты перед переменной частью соответствующих потенциалов характеризуют энергию взаимодействия пары и тройки частиц при расстоянии между ними, стремящемся к нулю. Оказалось, что для определения этих коэффициентов достаточно знать модуль Юнга и коэффициент Пуассона упругой среды. Знание потенциала взаимодействия частиц среды позволяет рассчитать поверхностную энергию W_p и энергию адгезии F_a.

Результаты расчетов сопоставлены с имеющимися в литературе данными. Характер соответствия удовлетворительный.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ, РАЗМЕРА И ЧИСЛА ВАРИАНТОВ НАНОЧАСТИЦ Ti_3Ni_4 НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Панченко Е. Ю. [1], Чумляков Ю. И.[1], Maier H. J.[2], Овсянников А. В.[1]

[1]ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, Россия
[2]University Paderborn, 33098, Paderborn, Germany
panchenko@mail.tsu.ru

В данной работе проведено исследование влияния микроструктуры нанокомпозитов, полученных при старении (T = 400÷550^0 С, 1÷1.5 ч.) $\left[\bar{1}11\right]$ и $\left[\bar{1}12\right]$ монокристаллов Ti–(50.8–51)ат.%Ni в свободном состоянии (кристалл А), под растягивающими (кристалл В) и сжимающими (кристалл С) напряжениями 150 МПа, на развитие термоупругих B2-R-B19’ мартенситных превращений (МП), эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) при деформации растяжением. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что в кристаллах А образуются четыре варианта частиц Ti_3Ni_4, не испытывающих МП, с плоскостями габитуса типа {111}. В кристаллах В растет один вариант частиц с габитусом почти параллельном оси растяжения, а в кристаллах С – один вариант частиц с габитусом перпендикулярным оси деформации. Размеры частиц от 20 до 500 нм оказываются близкими в состояниях А, В, С при данной температуре и продолжительности старения.

Экспериментально установлена зависимость величины ЭПФ, СЭ и температурного интервала СЭ от размера, числа вариантов и ориентации габитуса частиц относительно оси деформации. После старения при 400^{0}С, 1÷1.5ч (размер частиц 20÷40 нм) максимальные величины ЭПФ (ε_0 = 9.8%), СЭ ($\varepsilon_{СЭ}$ = 8.8%), температурного интервала СЭ ($\Delta T_{СЭ}$ = 90 К), связанные с B2-R-B19’ МП, наблюдаются в В-кристаллах. Кристаллы А и С характеризуются меньшими значениями ЭПФ (ε_0 ~ 8%), СЭ ($\varepsilon_{СЭ}$ ~ 7.5%) и более узким интервалом СЭ ($\Delta T_{СЭ}$ = 60 К). В С-кристаллах, содержащих частицы 20÷40 нм, после образования R-мартенсита охлаждения ($M_s < T < T_R$) обнаружена СЭ до $\varepsilon \approx 1.3\%$. В А-кристаллах при этих же условиях обратимая деформация уменьшается до 0,3%. В В-кристаллах с частицами 20÷40 нм и в кристаллах А, В и С при выделение крупных частиц размером 300÷500 нм (старение 823 К, 1÷1.5 часа) этот эффект не наблюдается. Внутренние поля напряжения от одного варианта частиц в кристаллах В и С при охлаждении приводят к ориентированному росту кристаллов R- и B19'-мартенсита. Поэтому физическая причина появления СЭ в С-кристаллах при $T < T_R$, связана с переориентацией R-кристаллов мартенсита под действием внешней нагрузки и возвратом этих кристаллов в исходное состояние при снятии нагрузки в соответствии с внутренними полями напряжений от частиц. В В-кристаллах такого эффекта не наблюдается, поскольку одни и те же направления как под действием внутренних, так и внешних напряжений имеют максимальные значения факторов Шмида для роста R-мартенсита под нагрузкой.

Крупные частиц размером 300÷500 нм могут генерировать несколько вариантов мартенсита охлаждения, что подтверждается электронно-микроскопическими наблюдениями и приводит к отсутствию переориентации R-мартенсита в С-кристаллах, уменьшению величины обратимой деформации при реализации ЭПФ и СЭ, обусловленного B2-R-B19' МП, до 6 % по сравнению с А, В и С кристаллами с частицами размером 20÷40 нм.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 08-08-91952 ННИО-а, гранта DFG-MA 1175/25-1

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ NiFeGa

Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

ОСП «Сибирский физико-технический институт ТГУ», Томск, Россия,
katie@sibmail.com

Настоящая работа посвящена изучению ориентационной зависимости эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) при деформации растяжением в монокристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ (ат.%) – новых перспективных ферромагнитных сплавах с термоупругими мартенситными превращениями (МП).

Монокристаллы $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ (ат.%) выращены методом Бриджмена в среде инертного газа. Образцы, ориентированные вдоль [001], [011] и [012] направлений, имели форму двойных лопаток с размерами рабочей части (16×2,8×1,5)мм^3. По температурной зависимости электросопротивления $\rho(T)$ было определено, что монокристаллы испытывают одностадийные $L2_1$-14M МП с температурами прямого МП – M_s = 274 К, M_f = 270 К, и обратного МП – A_s = 278 К, A_f = 283 К.

Экспериментально показано, что минимальные значения критических напряжений $\sigma_{0,1}$ = 4÷6 МПа находятся в интервале $T < M_s$, не зависят от ориентации и связаны с деформацией мартенсита охлаждения (рис.). При нагреве до $T > A_f$ после деформации кристаллов в интервале $T < M_s$ реализуется ЭПФ с величиной обратимой деформации до ~ 7 % во всех ориентациях, что определяется пластичностью образцов.

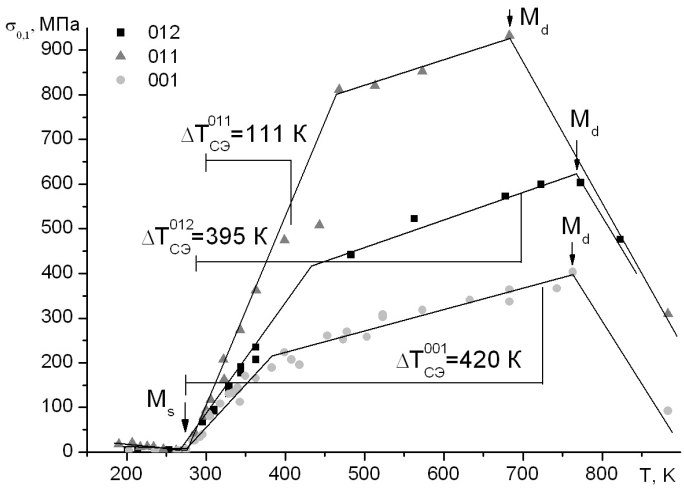


Рис. Зависимость критических напряжений от температуры $\sigma_{0,1}(T)$ для [001]-, [012]- и [011]-кристаллов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$

В интервале $M_s < T < M_d$ начало пластического течения связано с индуцированными внешними напряжениями МП. С увеличением Т наблюдается рост $\sigma_{0,1}$, что описывает соотношение Клапейрона-Клаузиуса [1]: $d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0$. Максимальные значения $\sigma_{0,1}^{max} = \sigma_{0,1}(T = M_d)$, где M_d – температура, при которой достигаются напряжения пластического течения $L2_1$ фазы. Напряжения $\sigma_{0,1}(M_d)$ сильно зависят от ориентации: в [011]-кристаллах $\sigma_{0,1}(M_d)$ в 2 раза больше, чем в [001] (рис.). На графиках зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ в области $M_s < T < M_d$ во всех ориентациях проявляются две стадии с разными значениями $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$ (рис.). Природа стадий связана с изменением последовательности развития МП с $L2_1 \rightarrow 14M$ на $L2_1 \rightarrow L1_0$ при T ~ 380 К. При этом α_1 сильно зависит от ориентации в отличии от α_2: $\alpha_{1[001]} \leq \alpha_{1[012]} < \alpha_{1[011]}$ (рис.). Следовательно, ориентации [001] (α_1 = 1,7 МПа/К) и [012] (α_1 = 2,3 МПа/К) являются «мягкими» в этой области, а [011] (α_1 = 4 МПа/К) – «жесткой». В мягких [001]- и [012]- кристаллах при растяжении создаются условия для реализации высокотемпературной СЭ в большом интервале $\Delta T_{СЭ} \approx$ 400 К с полностью обратимой деформацией до 8,1 % и 5 %, соответственно (рис.). В [011] ориентации $\Delta T_{СЭ}$ = 110 К, как и $\varepsilon_{СЭ}$ = 3,5 %, намного меньше, что связано с высоким α_1 и высокими критическими напряжениями, которые могут сопровождаться необратимым пластическим течением. Таким образом, показано, что [001]- и [012]- монокристаллы Ni–Fe–Ga пред-

ставляют собой важный класс функциональных материалов с высокотемпературной СЭ.

Грант РФФИ, 08-08-91952 ННИО-а, грант DFG-MA 1175/25-1.

1. Ооцука К., Симидзу К. и др.//Сплавы с эффектом памяти формы. М: Металлургия, 1990. 222с.

ВЛИЯНИЕ МНОГОРАЗОВЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чаусов Н. Г*., Засимчук Е. Э., Пилипенко А. П.*, Параца В. М.***

**- Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев, Украина*
*** Институт металлофизики НАН Украины им. Г.В.Курдюмова, Киев, Украина*

Одной из областей, в которой быстро возрастает влияние достижений нелинейной динамики сильно неравновесных систем, является наука о материалах.

Авторами впервые разработана методика механических испытаний пластичных материалов, которая позволяет реализовать и регулировать начальными условиями энергетический обмен в замкнутой механической системе и, таким образом, исследовать механическое поведение материалов в условиях хаотической динамики.

Ранее выполненные исследования позволили установить, что во время динамических неравновесных процессов в пластической области материалов образуются диссипативные структуры в виде объемно-связанных, на разных масштабных уровнях, тонких полос (каналов), обладающих рядом замечательных свойств. В первую очередь, следует обратить внимание на «аномальный» резкий рост пластичности при существенном уменьшении сопротивления деформированию на стандартной восходящей ветви диаграммы деформирования практически для любого материала.

В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований по влиянию многоразовых импульсных подгрузок на деформирование нержавеющей стали и алюминиевого Д16. Выявлены новые необычные свойства самоорганизованных в процессе хаотической динамики диссипативных структур, в зависимости от количества и величины импульсов подгрузки. В частности, уже после трех последовательных импульсов подгрузки в режиме статического нагружения нержавеющей стали, которые приводили к кратковременному «аномальному» процессу разупрочнения, соответственно, со средними скоростями деформации $\dot{\varepsilon}_{ср} = 20...34$ %/сек, при последующем статическом растяжении удалось реализовать сверхпластическое состояние материала при комнатной температуре.

Проведенные физические исследования структуры материалов методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) позволили выявить существенные различия между полосами (каналами) после одной и многоразовых импульсных подгрузок.

Многоразовые импульсные подгрузки способствуют постоянному процессу воссоздания полос, причем с увеличением количества импульсов подгрузки существенно увеличивается количество полос, одновременно уменьшается их ширина и суммарная ширина кривой распределения полос, а материал между полосами приобретает свойства субструктуры (структурные элементы имеют размеры наноячеек и нанозерен).

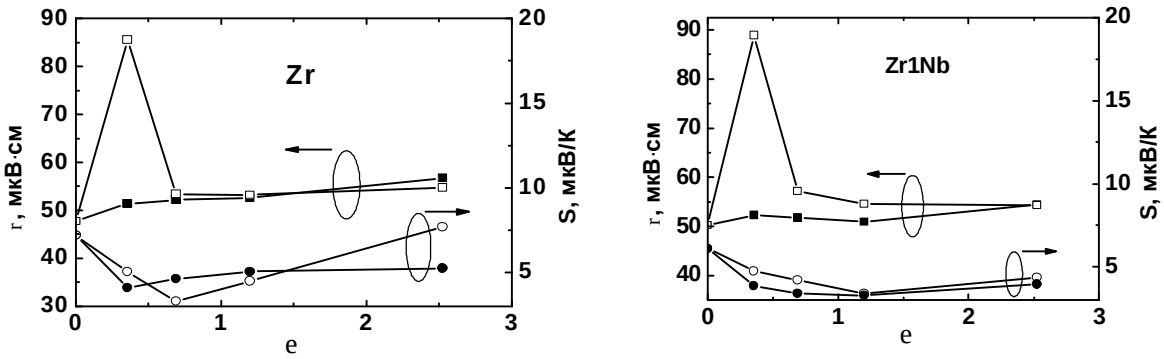
ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zr И СПЛАВА Zr1Nb

Борисова И. Ф., Калиновский В. В., Карасева Е. В., Куценко П. А., Леденёв О. П., Соколенко В. И., Фролов В. А.

ННЦ ХФТИ, Академическая 1, г. Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua

Проведено исследование зависимости удельного электросопротивления ρ и термоэдс *S* образцов Zr и сплава Zr1Nb, деформированных прокаткой при 300 К и 100 К, от величины истинной деформации ε.

Образцы представляли собой полоски размерами 1×2×40 мм^3, вырезанные в направлении оси прокатки. Электросопротивление измеряли четырехточечным методом при 300 К. Термоэдс меряли относительно меди при этой же температуре. Полученные зависимости ρ и *S* от ε приведены на рисунках, где светлые значки соответствуют образцам, прокатанным при $T \approx 100$ К.



После прокатки при 300 К величина ρ слабо зависит от ε на всех стадиях деформирования. При 100 К на начальной стадии прокатки (ε ≈ 0,35) удельное сопротивление Zr и Zr1Nb резко возрастает (~ в 1,6 раза), а затем уменьшается, выходя на значение, близкое к полученному при комнатной прокатке. Температура прокатки не оказала столь резкого влияния на величину и характер поведения *S*(ε). В обоих случаях при малых значениях ε происходит уменьшение *S*, которое затем сменяется некоторым ростом, довольно значительным для Zr, деформированного при 100 К.

Увеличение ρ, сопровождающееся падением *S*, вначале деформирования обусловлено присутствием неупорядоченно расположенных в объеме центров рассеяния, которыми могут служить как атомы примесей, так и вновь образованные дислокационные скопления и двойники, типичные для металлов с ГПУ решеткой. Различие характера зависимостей ρ(ε) и *S*(ε) может быть связано с тем, что эти величины определяются различными временами рассеяния импульса τ_p и энергии τ_ε электронов. В ρ(ε) дают суммарный вклад все дефекты вплоть до самых малых, тогда как S(ε) определяется рассеянием также и на более крупномасштабных дефектах структуры, упорядочивающейся на последующих стадиях прокатки.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ НА ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Дубинко В. И. [1], Довбня А. М. [1], Кушнир В. А.[1], Митроченко В. В.[1], Ходак И. В.[1], Лебедев В. П.[2], Крыловский В. С.[2], Клепиков В. Ф.[3]

[1] ННЦ "Харьковский физико-технический институт" НАН Украины, Харьков, Украина
[2] Харьковский национальный Университет имени В. Н. Каразина, Харьков - 77, Украина
[3]Институт Электрофизики и Радиационных Технологий НАНУ, Харьков-2 , Украина

Существующие в литературе данные свидетельствуют о влиянии электронного возбуждения кристаллической решетки на систему подвижных дислокаций, которое проявляется в изменении прочностных пластических характеристик металла, который деформируется в режимах активного нагружения, релаксации напряжений и ползучести. Одной из возможностей воздействия на кристаллическую решетку является облучение электронами, тяжелыми частицами и γ- квантами.

В 60-70 г.г. прошлого столетия были выполнены пионерские работы по изучению влияния высокоэнергетичного электронного пучка на деформацию некоторых ГПУ и ГЦК кристаллов [1, 2]. Однако, полученный объем экспериментальных данных не позволил установить реальные механизмы воздействия такого воздействия на кристаллическую решетку и дефектную структуру деформируемого металла.

В данной работе изучено влияние электронного пучка с энергией 0.5 МэВ и плотностью потока $5x10^{13}$ $см^{-2}с^{-1}$ на протекание деформации поликристаллического алюминия (99,5%) при одноосном растяжении со скоростью $1,6.10^{-4}с^{-1}$ при комнатной температуре. Испытания проводились в двух режимах: дифференциального (время облучения варьировалось от 10 до 100 с) и непрерывного облучения (до разрушения образца).

В дифференциальном режиме было установлено уменьшение эффективного модуля упругости системы (образец - деформирующее устройство); снижение предела упругости и коэффициента деформационного упрочнения. В то же время, при непрерывном облучении ресурс пластичности металла возрастает.

Повышение температуры металла за счет прохождения высокоэнергетичных электронов на несколько десятков градусов не достаточно для объяснения наблюдавшихся эффектов.

Влияние облучения на дислокационную систему металла рассмотрено с учетом взаимодействия дислокаций с радиационными возбуждениями электронной и ионной подсистем.

1. Троицкий О.А., Лихтман, В.И. Об анизотропии действия электронного и g - облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии, Докл. АН СССР. – 1963. – Т. 148.- №2. - С. 332-334
2. Троицкий О.А., Спицын В.И. Исследование электронного воздействия на пластическую деформацию металла. - Сб.: Металлофизика, Вып. 51, «Наукова думка» Киев. -1974, С. 18-44.

МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА, ОСНОВАННАЯ НА НЕРАВНОВЕСНЫХ ФУНКЦИЯХ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОНОВ И ФОНОНОВ В МЕТАЛЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

[1] Дубинко В. И., [1] Карась В. И., [2] Клепиков В. Ф., [2] Остапчук П. Н., [3] Потапенко И. Ф.

[1] ННЦ "Харьковский физико-технический институт" НАН Украины, Харьков, Украина
[2]Институт Электрофизики и Радиационных Технологий НАНУ, Харьков-2, Украина
[3]Институт Математики им. М.В.Келдыша, Москва, Россия

Электропластический эффект (ЭПЭ), т.е. увеличение пластичности металлов под действием импульсов электрического тока наблюдается в экспериментальных исследованиях и используется в производстве [1].

Предложен ЭПЭ механизм в рамках модели дислокационной струны, которая преодолевает стопоры вследствие возбуждения ее колебаний фононами. С помощью численного моделирования электрон-фононной системы, находящейся в сильном импульсном электрическом поле, используя полностью консервативные схемы, найдены неравновесные функции распределения (ФР) электронов и фононов и показано:

- изотропизация электронной ФР происходит вследствие столкновений с дефектами решетки;
- электрон-электронные столкновения дают существенно меньший вклад, чем электрон-фононные соударения, а соударения с «чужой» подсистемой не приводят к формированию термодинамически равновесной ФР;
- ФР электронов и фононов имеют высокоэнергетические «хвосты», потому что при электрон-фононных столкновениях передается импульс при достаточно малой передаче энергии;
- рождается много фононов вблизи дебаевской энергии, т.е. ФР фононов обогащается дебаевскими фононами.

На основе модели случайных толчков (в рамках метода Ланжевена), которые в нашей задаче осуществляют фононы, показано, что в случае термодинамического равновесия частота преодоления стопоров определяется формулой аррениусовского типа с эффективной температурой в показателе экспоненты, $T_{eff}(T)$. В высокотемпературном пределе $T_{eff}(T) \to const \cdot T$, где T обычная температура, при низких температурах $T_{eff}(T) \to const$, что качественно объясняет конечную скорость ползучести даже при гелиевых температурах. Однако, термодинамический подход описать ЭПЭ не может, поскольку в общем случае частота преодоления стопоров является сложной функцией неравновесных ФР, которые зависят от степени неравновесности системы – в нашем случае, от плотности электрического тока.

Предложен подход к проблеме ЭПЭ, основанный на вычислении неравновесной функции распределения фононов, которая является решением двухкомпонентной электрон-фононной системы уравнений,

1. В.Е. Громов, В.Я. Целлермайер, В.И. Базайкин. Электростимулированное волочение: анализ процесса и микроструктура. – М.: Недра, 1996. – 166 с.

ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ

Дубинко В. И. [1], Лебедев В. П.[2], Савич С. В.[2], Клепиков В. Ф. [3]

[1] ННЦ "Харьковский физико-технический институт" НАН, Украины, Украина,
vdubinko@mail.ru
[2] Харьковский национальный Университет имени В. Н. Каразина, Харьков - 77, Украина
[3]Институт Электрофизики и Радиационных Технологий НАНУ, Харьков-2, Украина

В соответствии с литературными данными импульсы электрического тока малой длительности и большой амплитуды приводят к скачкообразному снижению уровня деформирующего напряжения металлов и сплавов в широком температурном интервале [1, 2].

Несмотря на значительное количество экспериментальных результатов, по-прежнему остаются не выясненными в полной мере механизмы взаимодействия протекающего тока с кристаллической решеткой и дислокационной системой. Дальнейшее изучение электроимпульсного воздействия на деформируемый металл в данной работе связано, прежде всего, с увеличением плотности проходящего тока.

В процессе деформации при T = 300 К и скорости удлинения $2{,}7.10^{-4}$ $с^{-1}$ через цилиндрические образцы (диаметр 0,5 и длина 30 мм) поликристаллической меди (99,5%) пропускали импульсы электрическоготока длительностью 4.10^{-4} с и плотностью до 25 кА/мм^2.

Прохождение импульса электрического тока приводит к снижению уровня напряжения на образце как в упругой, так и в пластической области деформаций. При этом сброс напряжения в упругой области возрастает с увеличением действующего напряжения, а в пластической области величина скачка деформирующего напряжения, $\delta\sigma_т$, нарастает с увеличением деформации.

Для того, чтобы не учитывать изменение состояния дефектной структуры с ростом степени деформации, величина $\delta\sigma_т$ как функция плотности тока, j, изучалась на уровне предела текучести.

В диапазоне j = (2–25) кА/мм^2 величина $\delta\sigma_т$ изменяется от 10^6Па до 10^8Па. При этом зависимость $\delta\sigma_т(j)$ состоит из двух участков: нелинейного нарастания величины скачка с ростом плотности тока (j < 5 кА/мм^2) и линейного участка $\delta\sigma_т(j)$.

Рассмотрены факторы, которые могут обуславливать наблюдаемое экспериментально снижение деформирующего напряжения при электроимпульсном воздействии. Проведены оценки вкладов термической активации и изменения состояния электронной системы в динамику дислокационной системы деформируемого металла.

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. - М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Аврамов Ю.С. Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов.- Москва-Ижевск, 2004.- 590 с.

МОДИФИКАЦИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПЛАЗМОЙ, ГЕНЕРИРУЕМОЙ НЕСАМОСТОЯТЕЛЬНЫМ ДУГОВЫМ РАЗРЯДОМ НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ

Ахмадеев Ю. Х., Крысина О. В., Григорьев М. В.*, Канаки А. В.*, Иванов Ю. Ф., Кульков С. Н.*

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
uriyaxm@sibmail.com
**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

Известно, что управление процессом спекания высокодисперсных частиц возможно при изменении их дефектности и состояния поверхности, что может достигаться, например, посредством механической активации порошков. Однако это приводит либо к существенному загрязнению исходного материала, либо, как в случае нанопорошков, к их конгломерированию. В то же время известны методы воздействия на поверхность порошковых материалов низкотемпературной объемной плазмой, с помощью которых можно добиться существенных изменений их структурного состояния.

В данной работе активацию порошка осуществляли на ионно-плазменной установке «Трио», оснащенной плазмогенератором с накаленным катодом «ПИНК» [1] на основе несамостоятельного дугового разряда низкого давления в среде аргоновой и азотной плазмы.

В качестве материала исследований были выбраны порошки Al_2O_3 (микрокристаллический и нанокристаллический) и нанокристаллический порошок ZrO_2+MgO, содержащий 3, 5, 10, 15, 20 % MgO.

Для предотвращения уноса частиц порошка в процессе вакуумной откачки его смешивали с раствором клея БФ-6 и ацетона (1:10), наносили тонким слоем (1–2 мм) на подложки из стекла и высушивали. Плазменная обработка порошков проводилась при давлении рабочего газа p ~ 0.1–0.4 Па и общем токе разряда I_d = 50 А в течение 1 часа. При таких параметрах энергия ионов газа составляла E_i = 2–4 эВ, а температура подложек не превышала 140°С.

Изучение параметров кристаллической структуры порошка проводилось на рентгеновском аппарате ДРОН–УМ1. Зёренная структура частиц порошка изучалась с помощью просвечивающего электронного микроскопа ЭМ-125 методом экстрактных углеродных реплик.

Результаты рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований показали, что при низкой энергии (2–4 эВ) ионов наблюдается изменение структурных параметров нанокристаллического порошка на основе диоксида циркония и Al_2O_3. Установлено, что обработка порошка ионами аргона приводит к большему увеличению среднего размера ОКР кристаллитов и микроискажений кристаллической решетки порошка диоксида циркония, допированного MgO, чем в случае с азотом. Выявлено, что увеличение концентрации MgO в ZrO_2 сопровождается ростом средних размеров ОКР и микродисторсии кристаллитов порошка, обработанного в аргоновой плазме.

1. Борисов Д.П., Коваль Н.Н., Щанин П.М. Генерация объемной плазмы дуговым разрядом с накаленным катодом // Изв. вузов. Физика. 1994. №3. С.115-120.

ИЗМЕНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Тихоненко В. В., Шкилько А. М.

Украинская инженерно-педагогическая академия, Харьков, Украина
kafedra@oef.uipa.kharkov.ua

Установление закономерностей деформации поверхностных слоев и их упрочнения связано с рядом нерешенных задач. В литературе можно встретить диаметрально противоположные выводы - от уменьшения прочности поверхностных слоев в сравнении с объемом материала до аномально высокой прочности [1]. Повышенную и пониженную прочность поверхности следует рассматривать в неразрывной связи с объемом и глубиной деформируемого слоя.

Целью данной работы являлось исследование методами индентирования и фотостимулированной экзоэлектронной эмиссии (ФСЭЭ) процессов, протекающих в зоне поверхностных слоев алюминия в результате деформации.

Методика исследований

Плоские образцы алюминия шлифовали мелкими шкурками, полировали с последующим отжигом в при 900 К и охлаждением. Затем подвергали окончательной химической полировке и обезжиривающей промывке. Далее образец размещался в вакуумной камере, отжигался и подвергался деформированию. В процессе деформирования снимали зависимость $I = f(\varepsilon)$ и время затухания ФСЭЭ с последующим замером микротвердости в атмосфере воздуха.

Результаты исследований и их обсуждение

Значения микротвердости и интенсивности ФСЭЭ отличались для поверхностного слоя и объема металла. На графике зависимости $H = f(h)$ максимумы микротвердости смещаются к началу координат, а начальные ветви кривых изменяют свой наклон и протяженность. Наблюдается корреляция между значением микротвердости и током ФСЭЭ. После снятия нагрузки, соответствующей малой степени деформации, поверхностная зона находится в сжатом состоянии и ее микротвердость выше, чем в объеме. При более высоких степенях деформации происходит дальнейшее сближение упругих и пластических составляющих поверхностного слоя и объема металла и после выравнивания исчезает различие в микротвердости поверхностной зоны до и после деформации. При высокой степени деформации снижаются различия микротвердости в поверхностном и приповерхностном слоях.

Объяснить все эти результаты можно, приняв, что поверхностный слой обладает большей способностью к пластическому течению и в области малых деформаций в большей мере деформируется пластически, чем весь основной объем кристалла; соотношения между упругой и пластической составляющими в поверхностной зоне и в основном объеме кристалла изменяются в процессе деформации не в одинаковой степени [2].

Таким образом, в области легкого скольжения поверхностный слой упрочняется сильнее, чем остальной объем, а при больших деформациях более прочным становится основной объем металла. Результаты ФСЭЭ подтверждают вышесказанное.

1. Белый А.В., Макушок Е.М., Поболь И.Л. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии / Под ред. В.И. Беляева.- Мн.: «Навука і техніка», 1990.- 179 с.
2. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора.- М.: Машиностроение, 1990.- 224 с.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ РОТАЦИОННОЙ МОДЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ

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

Исследованы возникновение и развитие ротационной моды пластической деформации в процессе деформирования в условиях одноосного активного нагружения с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$ с$^{-1}$ при комнатной температуре. Объект исследования – двумерные поликристаллы (структура типа «паркет») алюминия (99,96%) с размерами рабочей части 100×20×0,15 мм^3 и средним размером зерен в интервале значений от 5 до 20 мм.

В двумерных поликристаллах из-за отсутствия стесненности в направлении, перпендикулярном поверхности образца, эффекты, связанные с образованием пластических ротаций, проявляются наиболее ярко. Ротационная мода в двумерных поликристаллах алюминия реализуется в виде образования полос переориентации различного типа, разворотов зерен как целого, зернограничных ротаций, т.е. материальных поворотов в области границ зерен. Экспериментально обнаружены сквозные (47%), оборванные (преимущественно клиновидного типа, 41%), коллективные (10%) и вторичные (2%) полосы переориентации, которые дают самостоятельный вклад в общую деформацию образца. Специально разработанная методика позволила с использованием WEB-камеры исследовать *in situ* характер возникновения и развития пластических ротаций. Возникновение клиновидных и коллективных полос переориентации представляет собой быстрый лавинообразный процесс. Образование же сквозных полос переориентации осуществляется в два этапа: вначале вблизи границ зерен или торцевой поверхности образца возникают «зародыши» ротаций, которые ориентированы, как правило, перпендикулярно оси растяжения; в процессе деформирования происходит объединение таких переориентированных областей, что приводит к образованию границ деформационного происхождения.

Экспериментально показано, что при неблагоприятной кристаллографической ориентации зерен для развития деформации скольжением (для двумерных поликристаллов – менее 3-х действующих систем скольжения) в них возникают полосы переориентации практически всегда вблизи специальных границ зерен. При этом возможны два случая: ориентация возникшей полосы благоприятна для развития в ней деформации скольжением или неблагоприятна. В последнем случае в ней возможно образование вторичной ротации, которая практически всегда благоприятно ориентирована для дальнейшего развития деформации скольжением. Развороты зерен как целого наблюдаются тогда, когда все границы, окружающие зерно, являются границами общего типа. Установлено, что большинство границ деформационного происхождения являются близкими к специальным, причем ориентация кристаллической решетки при переходе через такие границы изменяется не монотонно, а скачком, что свидетельствует об отсутствии мезоскопической структуры в теле образовавшейся ротации.

Показано, что в образцах со структурной текстурой, где плоскости залегания большинства границ зерен практически перпендикулярны оси растяжения, ротационная мода проявляет себя в виде материального искривления отдельных участков зерен, что является аккомодационным процессом пластической деформации и не приводит к увеличению деформации образца в целом.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

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

Проведены экспериментальные исследования возникновения и развития трещин в образцах двумерных поликристаллов (структура типа «паркет») алюминия (99,96%) с размерами рабочей части 100×20×0,15 мм^3 и средним размером зерен в интервале значений от 0,5 до 20 мм в процессе пластической деформации растяжением в условиях активного нагружения с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$ с$^{-1}$ при комнатной температуре. Необходимый размер зерен получали с использованием метода критических деформаций путем подбора режима термической и механической обработки.

Установлено, что разрушение образцов может носить зернограничный, транскристаллитный или смешанный характер в зависимости от размера зерен. Зернограничное разрушение имеет место в мелкозернистых образцах, средний размер зерен которых не превышает 1-2 мм. При транскристаллитном разрушении, наблюдающемся в крупнозернистых образцах, трещина возникает в теле зерна и при переходе из одного зерна в другое меняет направление развития. В случае смешанного разрушения возникновение трещины происходит в одной из границ зерен, однако продолжение своего развития трещина находит в теле зерна.

Исследована микродефектная структура в образцах с различной предысторией и проведена аттестация всех границ зерен. Показано, что причиной возникновения зернограничных трещин являются поры на границах зерен общего типа, возникающие в результате термической обработки или в ходе пластической деформации. В процессе отжига сильно искаженной кристаллической структуры при температуре 600°С одновременно с рекристаллизацией происходит образование пор в результате коалесценции неравновесных вакансий, которое блокирует рост зерен. Предварительная деформация ε = 1÷7% перед рекристаллизационным отжигом приводит не только к прекращению образования пор, но и к их залечиванию. В таких образцах величина плотности оказывается максимальной и разрушение образцов практически всегда носит транскристаллитный характер.

Экспериментально показано, что возникновение трещин при транскристаллитном разрушении возможно в трех случаях. В образце до деформирования должно быть зерно с ориентацией оси растяжения, близкой к кристаллографическому направлению типа [311], а нормали к поверхности зерна – к соответствующему направлению типа [411]. Если зерна с такой кристаллографической ориентацией в образце нет, то при его деформировании происходят ориентационные изменения, приводящие к достижению такой ориентации в одном из зерен, в котором впоследствии и возникает трещина. В зернах с исходной указанной кристаллографической ориентацией пластическая деформация, по-видимому, сразу имеет характер двойного скольжения. В испытавших переориентацию зернах последовательность деформационных процессов выглядит так: деформация по первичной системе скольжения – переориентация кристаллической решетки – активизация сопряженной системы скольжения – двойное скольжение – разрушение. И, наконец, когда невозможна реализация первых двух вариантов, возникновение и развитие трещины происходит в хорошо развитой ротационной структуре.

ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО АЛГОРИТМА ПРИ ОБЪЕДИНЕНИИ ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ИЗОБРАЖЕНИЙ ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Солодушкин А. И., Кибиткин В. В., Плешанов В. С.

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

При исследовании процессов пластического течения и разрушения материалов необходимо измерять эволюцию полей векторов смещений и деформацию с высокой точностью в масштабе образца (макромасштабе). Для этих целей в данной работе используется метод корреляции цифровых изображений.

С ростом оптического увеличения микроскопа возрастает чувствительность и точность метода. При этом уменьшается размер отдельного изображения, который может стать меньше размеров области, охваченной деформацией. Поэтому возникла необходимость построения единого поля смещений. Решение этой задачи позволит разрешить отмеченное противоречие и даст возможность детально исследовать деформационную структуру и ее эволюцию на мезо- и макроуровнях.

Здесь принципиально возможны два пути. Можно либо объединять векторные поля, имеющие общую область, в единое поле, либо сначала объединять изображения с общей областью, а затем по этим единым изображениям строить объединенное векторное поле. При объединении векторных полей необходимо, чтобы каждое из этих полей было измерено с высокой точностью в области перекрытия. Это не всегда оказывается возможным, и в данной работе рассмотрена задача объединения перекрывающихся изображений.

В эксперименте невозможно точно задать величину перекрытия, но ее можно найти из изображений, имеющих общую область. Задача определения координат перекрытия сведена к задаче нахождения глобального экстремума функционала вида: $S = \sum\sum f(I_1,I_2)$, где I_1 (I_2) – значения пикселей в первом (втором) изображении; f – мера близости. В качестве меры близости в работе были рассмотрены модуль разности, квадрат разности и коэффициент корреляции.

Однако, при сшивке изображений, когда происходит сканирование одного массива как целого относительно другого, время расчета возрастает пропорционально квадрату размера массива. Для изображений оно на 2–3 порядка выше, чем для векторных полей.

Для уменьшения времени расчета в данной работе предложено использовать метод ″скользящего окна″. Идея данного метода заключается в следующем. На одном из изображений в области перекрытия выбирается некоторый участок (″окно″) размером a×a. Далее этим участком последовательно производится сканирование в пределах области поиска, и для каждого текущего положения рассчитывается функционал. Координаты экстремума этого функционала позволяют найти искомый сдвиг изображений. Такой подход позволяет снизить время расчета приблизительно в 50–70 раз.

Методами численного моделирования показано, что при формировании единого изображения разностный алгоритм требует наименьшего времени расчета, а корреляционный алгоритм является наиболее устойчивым к влиянию погрешности.

Работа поддержана грантом РФФИ №07-08-00060.

РАЗРУШЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 10Г2С ПРИ ПОВТОРНО-СТАТИЧЕСКОЙ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ

Кибиткин В. В., Плешанов В. С., Напрюшкин А. А., Солодушкин А. И.

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

Экспериментальные исследования механизмов разрушения сварных соединений стали 10Г2С выполнены в условиях повторно-статической и многоцикловой усталости. Испытания проводили по схеме одноосного циклического растяжения. Плоские образцы с размерами рабочей части 84×4×0,65 мм и поперечным швом вырезали из корневого слоя шва. Изображения поверхности, полученные с помощью микроскопа, регистрировались камерой высокого разрешения и записывались в компьютер. Эти изображения фиксировали по всей области сварного соединения при оптическом увеличении микроскопа (×50). Измерение векторных полей необратимых смещений производили методом корреляции цифровых изображений.

Обнаружено, что в условиях повторно-статической усталости выделяются три типичные стадии. Первая стадия ($0 < \nu \le 0{,}2$) связана с пластическим течением материала сварного соединения, его деформационным упрочнением, формированием и развитием фронтов локализованной пластической деформации (ЛПД). Эти фронты развиваются преимущественно в ЗТВ, обладают колоколообразной формой с амплитудой порядка $(3\div5)10^{-3}$ 1/цикл и шириной 1,5÷2 мм. Они движутся навстречу друг другу и к концу первой стадии сливаются в единый фронт. В пределах данной стадии их амплитуда и скорость уменьшаются приблизительно на порядок. Средняя скорость движения фронтов около 0,1–0,3 мкм/цикл. В области шва и основного металла деформация приблизительно постоянна и к концу стадии постепенно уменьшается. Вторая стадия ($0{,}2 < \nu \le 0{,}95$) обусловлена пластическим течением преимущественно в основном металле. Третья стадия ($0{,}95 < \nu \le 1$) связана с формированием и развитием магистральной трещины в области основного металла. Здесь ν – циклическое отношение. Пластическое течение имеет вид ″шейки″ или сдвиговой характер. В целом конкретный вид полей смещений в одном и том же месте различается в разные моменты времени.

Многоцикловая усталость качественно подобна повторно-статической. Она также включает три стадии, вид полей смещений аналогичен, однако фронты ЛПД развиваются во всей области сварного соединения. В пределах первой стадии ($0 < \nu \le 0{,}65$) регистрируются обычно два фронта ЛПД, развивающиеся от захватов к шву. Пластическое течение имеет прерывистый в пространстве и времени характер, где высокие значения деформации $(1\div2{,}8)\ 10^{-6}$ 1/цикл сменяются на порядок меньшими значениями или деформация может отсутствовать. Ширина полос деформации может составлять 2÷6 мм. На второй стадии ($0{,}65 < \nu \le 0{,}98$) происходит накопление повреждений и формируется усталостная трещина вблизи одного из захватов. При оптическом увеличении (×50) необратимую деформацию зафиксировать не удалось. На завершающей стадии трещина развивается в области, где деформация была максимальной.

Фрактальная размерность связана с деформацией и позволяет обнаружить области материала, где значения деформации повышены.

Работа поддержана грантом РФФИ №07-08-00060.

КОРРЕКЦИЯ ЗНАЧЕНИЙ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ПРИ ОЦЕНКЕ РЕСУРСА ЦИКЛИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Напрюшкин А. А., Кибиткин В. В., Плешанов В. С.

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

Усталость материала сопровождается необратимой деформацией, которая проявляется на поверхности материала как эволюция её рельефа. Оптическое изображение поверхности будем рассматривать как двумерный объект, связанный с реальным рельефом. Характер ″рельефа″ изображения, степень его изрезанности будем характеризовать одним параметром – фрактальной размерностью (ФР).

В работе были реализованы следующие методы расчета ФР D: triangular prism, variation, variogram, differential box counting и isarithm, а также созданы искусственные поверхности с наперед заданными значениями ФР D_g методами midpoint displacement, shear displacement и Fourier filtering.

Применение методов расчета к искусственным поверхностям позволяет построить зависимости $D_i(D_j)$, где i относится к методу генерации, а j – к методу измерения ФР. Было установлено, что применение методов генерации midpoint displacement и shear displacement влечет появление сложных нелинейных зависимостей $D_i(D_j)$. Метод Fourier filtering оказывается наиболее предпочтительным, поскольку функции $D(D_g)$ могут быть представлены линейными зависимостями, что позволяет привести их к идеальному виду $D = D_g$. Такие приведенные значения ФР будем называть скорректированными значениями фрактальной размерности d.

Изображения поверхности всегда измеряются с некоторой ошибкой, что обусловливает погрешность оценки ФР. Методом Монте Карло были построены зависимости $d(D_g, \alpha)$ с учетом аддитивной погрешности измерения α. При этом математическое ожидание погрешности α принимали равным нулю, а плотность вероятности описывали нормальным распределением.

Обнаружено, что с ростом α возрастают значения фрактальной размерности, а разные методы измерения обладают различной чувствительностью к этой погрешности.

Для уменьшения погрешности каждую зависимость $d(D_g, \alpha)$ для методов triangular prism и isarithm аппроксимировали плоскостью методом наименьших квадратов в диапазоне $2{,}1 \le D_g \le 2{,}4$, который наиболее характерен для экспериментальных данных. Это позволяет получить систему линейных алгебраических уравнений. Ее решение дает возможность найти как истинное значение фрактальной размерности реальной поверхности, так и оценить уровень погрешности α.

Таким образом, предложенный подход позволяет существенно снизить погрешность измерения фрактальной размерности двумерных объектов и, в итоге, более точно оценить текущее механическое состояние циклически нагруженных изделий.

Работа поддержана грантом РФФИ №07-08-00060.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ С B2 СТРУКТУРАМИ

Пугачева Н. Б.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
nat@imach.uran.ru

В настоящее время накоплен большой опыт эксплуатации покрытий на основе интерметаллидов FeAl, NiAl и CoAl. Основной функцией этих покрытий является повышение жаро- и коррозионной стойкости за счет определенного запаса алюминия, который должен как можно более длительное время обеспечивать образование плотной защитной окисной пленки α-Al_2O_3 на поверхности. Однако для всех покрытий данного типа характерно растрескивание в процессе эксплуатации. Моноалюминиды (Fe,Ni,Co), имеющие структуру *B2*, обладают низкой пластичностью, однако показатели пластичности алюминидных покрытий должны быть выше, поскольку термодиффузионное покрытие наследует свойства жаропрочного никелевого сплава или стали, заложенные в ходе технологической обработки. Структурная наследственность термодиффузионных алюминиидных покрытий проявляется в сохранении тугоплавких соединений, например карбидов TiC, NbC, WC, MoC, $Cr_{23}C_6$, во внешней и диффузионной зонах. Кроме того, внешняя зона таких покрытий оказывается легированной элементами защищаемого сплава, что также может оказать влияние на пластичность покрытия.

В данной работе представлены результаты исследований показателей прочности и пластичности термодиффузионного покрытия, содержащего 28 мас.%Al, 2 мас.% Si, 1 мас.% РЗМ (Ce, La). Покрытие нанесено на жаропрочные никелевые сплавы ЭИ929 и ЗМИ-3 из порошковой смеси на основе комплексного ферросплава Fe–Al–Si–(Ce, La) при температуре 950 °С. Прочность покрытия оценивали по результатам измерения микротвердости на приборе LEICA VMHT AUTO, а также по результатам индентирования алмазной пирамидой Виккерса с нагрузкой до 150 Н на твердомере Akashi. Испытания образцов с покрытиями на статическое растяжение и малоцикловую усталость выполняли на универсальной испытательной машине типа 1251 фирмы INSTRON по стандартным методикам. Для оценки напряжений, вызывающих появление первых трещин в покрытии использовали метод акустической эмиссии. Микроструктуру и характер повреждения покрытия изучали на оптическом микроскопе Neophot и растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU.

Микротвердость исследованного покрытия составила около 8ГПа, что более, чем в 2 раза выше твердости сплава-основы. При комнатной температуре покрытие довольно хрупкое, начинает растрескиваться при деформации образца 0,3%. По предварительной оценке растягивающие напряжения в покрытии, вызывающие растрескивание при комнатной температуре имеют значения около 2000 ГПа. При температуре 900°С покрытие пластично и полностью сохранилось после разрушения образцов как после испытаний на растяжение, так и на малоцикловую усталость, выдерживая деформации до 16%, характеризующие пластичность основы. Исследованное покрытие имело исходную толщину около 60 мкм, что составляет менее 5 об. % от площади поперечного сечения стандартных образцов, поэтому покрытие практически не оказало влияния на прочностные характеристики сплава-основы при комнатной температуре и повысило их при температуре 900 °С за счет стабилизации поверхности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 07-01-96090-р_урал_а.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–6Al–4V–H

Забудченко О. В.[1], Степанова Е. Н.[1], Мишин И. П.[1], Колубаева Ю. А.[2], Тересов А. Д.[2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия;*
[2]*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*
lekalune@mail.ru

На примере промышленного двухфазного титанового сплава Ti–6Al–4V–H проведено исследование влияния облучения электронами на структурно-фазовое состояние и механические свойства материала, полученного с использованием легирования водородом до концентрации 0,28 мас.%, горячего прессования и закалки. Облучение проводили импульсным электронным пучком с энергией $E_{эл}$ = 7 кэВ при токе 20 А в следующих режимах: при температуре 473 К 10 и 20 мин. и при температуре 673 К 10, 20, 30 и 40 мин.

Установлено, что в результате легирования водородом, горячего прессования и закалки в сплаве формируется мартенситная структура с размером мартенситных пакетов 50-150 мкм и толщиной пластин в них от 1 до 10 мкм. Методам рентгеноструктурного анализа было установлено, что водород в сплаве после указанных обработок находится в твердом растворе.

Облучение сплава электронным пучком при температурах 473 К и 673 К в течение 10 и 20 мин. практически не изменяет структуру сплава и концентрацию водорода в нем. Увеличение времени облучения сплава при температуре 673 К приводит к частичной дегазации сплава и формированию в приповерхностном слое градиентной структуры с постепенным уменьшением размеров мартенситных пакетов и толщины пластин в них по мере приближения к облученной поверхности. Такой поверхностный слой имеет повышенную микротвердость ($H_μ$) по сравнению с основным объемом материала (табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства сплавов Ti–6Al–4V–H

Сплав	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	$H_μ$, ГПа
Ti–6Al–4V	960	1080	15	3,0
Ti–6Al–4V–0,28H	1120	1270	5	3,2
Ti-6Al–4V–0,28H +облучение при 673 К 30 мин.	1150	1330	10	4,1 (объем)
				5,4 (поверхность)

Рентгеноструктурные исследования показали, что в результате облучения сплава электронным пучком при температуре 673 К более 30 мин. в сплаве наблюдается фазовый переход β→α и выделение частиц гидридов TiH_{1-2}.

Показано, что результатом отмеченных изменений структурно-фазового состояния приповерхностного слоя является увеличение значений пределов текучести ($\sigma_{0.2}$) и прочности (σ_B) и деформации до разрушения (δ) сплава Ti–6Al–4V–H при комнатной температуре (табл. 1). При этом на инженерных кривых напряжение–деформация сплава наблюдается рост протяженности стадии упрочнения и величины эффекта упрочнения, что свидетельствует о снижении его склонности к локализации пластической деформации.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Горяинов Д. С., Яресько С. И.*

Самарский Государственный технический университет, tms@samgtu.ru
** Самарский филиал Учреждения Российской академии наук Физического института им. П.Н. Лебедева РАН*, scisec@fian.smr.ru

Для процессов контактного взаимодействия важную роль играет исследование напряженно – деформированного состояния поверхностей трения. Проведение исследований в этом направлении особенно необходимо при оценке влияния упрочняющих методов обработки на эксплуатационные характеристики деталей машин и металлообрабатывающего инструмента.

Известно, что при лазерной обработке на воздухе окисная пленка, образующаяся на рабочей поверхности режущего инструмента, обуславливает при резании снижение коэффициента трения между сходящей стружкой и рабочей поверхностью резца. Это является предпосылкой роста стойкости в условиях высоких температур и удельных давлений, характерных для процесса резания.

Цель работы: определение влияния лазерного упрочнения на контактное взаимодействие инструментального и обрабатываемого материалов и влияния нагрузки на параметры напряженно-деформированного состояния (НДС) при различном коэффициенте трения, обусловленном лазерным упрочнением. В качестве объекта исследований выбрана контактная пара, представляющая собой сопряженные втулку и конус с упрочненной боковой поверхностью, перемещающиеся относительно друг друга под действием осевой нагрузки. Материал конуса – сталь Р6М5, втулки – сталь 30Х13.

Моделирование взаимодействия проведено методом конечных элементов в программе ANSYS. Определялось НДС при контакте и моделировался поворот втулки вокруг своей оси. Лазерное упрочнение моделировалось заданием меньшего коэффициента трения: для неупрочненного материала $f = 0{,}30$, для упрочненного – $f = 0{,}24$. Задача решалась при одинаковой нагрузке и при различных коэффициентах трения в контактной паре. Моделирование показало, что коэффициент трения имеет существенное влияние на процесс деформации. Сравнение эпюр напряжений в контактной зоне для различных значений коэффициента трения свидетельствует о более равномерном распределении напряжений при наличии лазерной обработки. При одинаковой нагрузке увеличение коэффициента трения приводит к возрастанию интенсивности напряжений в контакте. Установлено, что при f=0,24 в приповерхностном слое (~0,3 мм) напряжения уменьшаются на ~25%. Показано, что при малых коэффициентах трения металл втулки оттесняется в радиальном направлении, а при высоких значениях – преимущественно вдоль оси конуса. При данном угле конуса существует такой коэффициент трения, при котором, вследствие пластической деформации, оттеснение металла происходит примерно в равных соотношениях в обоих направлениях.

По результатам моделирования выполнен расчет момента, необходимого для поворота втулки при различных значениях осевой нагрузки.

Вывод: лазерная обработка вызывает снижение усилия деформирования обрабатываемого материала, приводит к уменьшению максимальных значений контактного давления и касательного напряжения на поверхности контакта. Следовательно, в этом случае возможна интенсификация процесса контактного взаимодействия. При обработке резанием упрочненным инструментом это обуславливает повышение режимов резания без снижения его стойкости.

НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЁННОГО СЛОЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ИЗДЕЛИЯ

Саушкин М. Н.[1], Кирпичёв В. А.[2], Смыслов В. А.[1]

[1]*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*
[2]*Самарский государственный аэрокосмический университет, Самара, Россия,*
msaushkin@gmail.com,
sopromat@ssau.ru

Теоретические исследования и производственный опыт привели к пониманию того, что поверхностный слой с физической точки зрения является менее прочным, чем внутренние слои, поскольку атомы, расположенные на поверхности, имеют связи только с соседними и нижележащими атомами, и поэтому их состояние не устойчивое. Микродефекты поверхностного слоя возникают также и за счёт выхода на поверхность дислокации, образования микротрещин при механической обработке.

Для увеличения прочностных характеристик поверхностного слоя деталей разработан арсенал упрочняющих технологий, при этом большое распространение получили методы поверхностного пластического деформирования, в результате которых возникают локальные поверхностные напряжения сжатия, приводящие к закрытию различного рода вакансий.

В настоящей работе приводится расчётно-феноменологический метод восстановления компонент тензоров остаточных напряжений и деформаций в поверхностном слое элементов конструкций по одной из экспериментально замеренных компонент напряжений. Для решения поставленной задачи в этой работе вводится ряд гипотез, одна из которых, например, для цилиндрического образца сводится к следующему: характер распределения пластических деформаций в упрочнённом слое цилиндрического изделия такой же, как и в полуплоскости, т.е. $q_z = q_q$ (в стандартной цилиндрической системе координат).

Однако построенная на основании этой гипотезы математическая модель не удовлетворяет экспериментальным данным для ряда упрочняющих обработок, например таких, как алмазное выглаживание, обкатка роликом и др., для которых величины осевых и окружных компонент остаточных напряжений существенно различаются.

Поэтому в математическую модель введён соответствующий феноменологический параметр анизотропности упрочнения a, учитывающий анизотропность распределения полей остаточных деформаций – рассматривается гипотеза вида $q_z = a\,q_q$, где $0 < a < \infty$ (касательными компонентами тензора напряжений и угловыми деформациями тензора пластических деформаций пренебрегаем в силу их малости по сравнению с нормальными компонентами).

В работе проведён анализ влияния параметра a на распределение остаточных напряжений. Установлено, что значение параметра a для описания реальных экспериментальных данных, например при алмазном выглаживании, может иметь величину $3 \div 5$, а при обкатке роликом достигать $10 \div 12$. Проведена проверка адекватности уточнённой модели экспериментальным данным для нескольких видов упрочняющей обработки (алмазное выглаживание, обкатка роликом и др.). Наблюдается хорошее соответствие расчётных и экспериментальных данных.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (*проект № 07–01–00478–а*) *и Федерального агентства по образованию* (*проект РНП. 2.1.1/3397*)

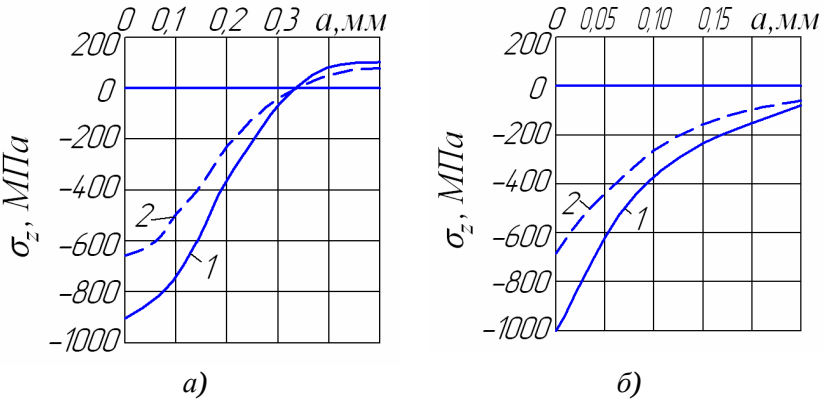
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кирпичёв В. А.[1], Саушкин М. Н.[2], Иванов Д. В.[1]

[1]*Самарский государственный аэрокосмический университет, Самара, Россия,*
[2]*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*
sopromat@ssau.ru, msaushkin@gmail.com

В работе [1] был предложен критерий среднеинтегральных остаточных напряжений $\bar{\sigma}_{ост}$ для оценки влияния поверхностного упрочнения на сопротивление усталости деталей в условиях концентрации напряжений. В настоящем исследовании предпринята попытка использования этого критерия для прогнозирования приращения предела выносливости упрочнённых образцов с концентраторами напряжений при повышенной температуре на примере стали ЭИ961.

Образцы диаметром 7,5 мм из стали ЭИ 961 подвергались алмазному выглаживанию, а затем на них наносились надрезы полукруглого профиля радиуса 0,3 мм. Эпюры осевых σ_z остаточных напряжений по толщине поверхностного слоя a в гладких и надрезанных образцах приведены на рисунке, где показаны также остаточные напряжения в образцах после их выдержки в печи при температуре t = 400°С в течение 100 часов.



а) *б)*

Рис. Остаточные напряжения в гладких образцах (*а*) и в образцах с надрезом (*б*) после алмазного выглаживания:
1– t = 20°С;
2 – t = 400°С

Испытания на усталость при изгибе в случае симметричного цикла образцов с надрезом проводились при t = 400°С. Установлено, что приращение предела выносливости $\Delta\sigma_{-1}$ составило 80 МПа. Расчёт с использованием критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ показал, что $\Delta\sigma_{-1}$ = 87 МПа.

Следовательно критерий среднеинтегральных остаточных напряжений можно применять для оценки влияния поверхностного упрочнения при рабочей температуре, используя при этом остаточные напряжения, оставшиеся после воздействия температуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (*проект № 07–01–00478–а*) *и Федерального агентства по образованию* (*проект РНП. 2.1.1/3397*)

1. Павлов В.Ф. О связи остаточных напряжений и предела выносливости при изгибе в условиях концентрации напряжений // Известия вузов. Машиностроение, 1986. – № 8. – С. 29–32.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ОБРАЗЦОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ ПРИ НОРМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Павлов В. Ф., Кирпичёв В. А., Вакулюк В. С.

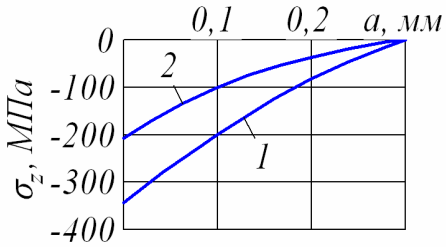
Самарский государственный аэрокосмический университет, Самара, Россия,
sopromat@ssau.ru

Для сокращения длительных и дорогостоящих испытаний на усталость при внедрении в производство новых упрочняющих технологий необходимо разработать и апробировать методы прогнозирования характеристик сопротивления усталости деталей. Основную роль в повышении сопротивления усталости поверхностно упрочнённых деталей в условиях концентрации играют сжимающие остаточные напряжения [1]. В работе [2] для оценки приращения предела выносливости упрочнённых деталей с концентраторами по остаточным напряжениям был предложен критерий среднеинтегральных остаточных напряжений виде

$$\overline{s}_{\text{ост}} = \frac{2}{p}\int_0^{\frac{p}{2}} s_z(v)\,\mathrm{d}v,$$

где $s_z(v)$ – осевые остаточные напряжения по толщине поверхностного слоя, равной критической глубине нераспространяющейся трещины усталости.

Для проверки возможности применения критерия $\overline{s}_{\text{ост}}$ для алюминиевых сплавов были проведены эксперименты на образцах диаметром 10 мм из сплава В93.



Остаточные напряжения в гладких (1) и надрезанных образцах (2)

Для создания сжимающих остаточных напряжений гладкие образцы упрочнялись на гидродробеструйной установке. Затем на образцы наносились круговые надрезы полукруглого профиля радиуса 0,3 мм. Распределение осевых остаточных напряжений s_z по толщине поверхностного слоя a в гладких и надрезанных образцах представлено на рисунке. Испытания на усталость образцов с надрезом при изгибе в случае симметричного цикла проводились на машине МУИ-6000, база испытаний – 10^7 циклов нагружения. Приращение предела выносливости за счёт упрочнения в эксперименте составило 32,5 МПа. Расчётное значение приращения Δs_{-1} по критерию $\overline{s}_{\text{ост}}$ получено 34,6 МПа. Расхождение составляет 6,5%, что для характеристик сопротивления усталости приемлемо.

Таким образом, проведённое исследование показало, что критерий $\overline{\sigma}_{\text{ост}}$ может быть использован для прогнозирования приращения предела выносливости упрочнённых деталей из алюминиевого сплава В93.

Работа выполнена при финансовой поддержке Федерального агентства по образованию (*проект РНП.* 2.1.1/3397)

1. Иванов С. И., Павлов В. Ф. Влияние остаточных напряжений и наклёпа на усталостную прочность // Проблемы прочности, 1976. – № 5. – С. 25–27.
2. Павлов В. Ф. О связи остаточных напряжений и предела выносливости при изгибе в условиях концентрации напряжений // Изв. вузов. Машиностроение. – 1986. – № 8. – С. 29–32.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Пудов В. И., Соболев А. С.

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

Рассматривается возможность изменения физико-механической свойств изделий из конструкционной стали марки 40Х в условиях термомагнитной обработки (ТМО). Исследовалась стяжные шпильки М16 полученные стандартным образом, то есть, при закалке 860°С в масле, отпуск 2-х кратный 500°С, 1 ч [1].

Образцы помещались в соленоид с ориентацией их продольных осей по направлению аксиальной компоненты магнитного поля напряженности $H \cong 65$ кА/м. Из таблицы следует, что оптимизация параметров ударной вязкости для данных размеров стяжных шпилек обеспечивается в узком диапазоне температур $t_в$ = 540–560° С и времени выдержки $\tau_в$ = 2 ч. При найденном режиме ТМО происходит двухкратное увеличение ударной вязкости образцов (относительно принятой нормы КСИ ≅0,6 МДж/м^2 и твердость ~290 НВ $t_{отп}$ = 500°С) без изменения их твердости приобретённой при стандартной ТО. При внешнем осмотре поломанных при испытании образцов наблюдался матовый вид излома, поверхность разрушения содержала уступы – волокна, что характерно для вязкого разрушения [2-4].

Как показывают полученные при контрольных экспериментах результаты (см. табл.), дополнительная термообработка образцов в отсутствии воздействующего на них магнитного поля, не приводит к повышению их ударной вязкости.

Таблица. Зависимость ударной вязкости КСИ (мДж/м^2) от ТМО

$t_в$°С	$\tau_в$, (ч)		
	1	2	4
500	1	1,4	1,5***
550*	1,5	1,8*	1,7***
700	1,9***	–	–
550**	–	0,6**	–

*– оптимальный режим;**– контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля; *** – снижение твердости до 200 Н

Общее количество обработанных стяжных шпилек, подвергнутых испытанию, составило ~ 150 штук, в том числе по оптимальному режиму ~ 50 штук. Ударная вязкости КСИ (мДж/м^2) контрольных образцов, соответствующая норме ГОСТа, определяемой, величиной КСИ ≅ 0,6 МДж/м^2, принималась за единицу.

Приведенные в таблице результаты подтверждены актами производственных испытаний. В зависимости от исходного состояния материала образцов, результаты при их испытаниях могут изменяться в пределах ±10 %.

Хотя ТМО обусловлена многообразием механизмов, требующих дальнейших их исследований, однако полученные в работе результаты дают новые представления о возможностях ТМО, позволяют эффективно реализовать резервы для долговременной эксплуатации изделий из легированных сталей.

Работа частично поддержана проектом Президиума РАН № 10

1. Сорокин В.Г. Марочник сталей и сплавов. М.: Машиностроение, 1989. - 640с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
3. Лахтин Ю.М. Леонтьева В.П.. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 328 с.
4. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение, 1987. – 256 с.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА

Пудов В. И., Соболев А. С.

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

О возможностях улучшения магнитных свойств магнитомягких материалов и сплавов, при термомагнитной обработке (ТМО), посвящено немало публикаций [1]. Однако при механическом изготовлении изделий из магнитомягких материалов, их первично заложенные магнитных свойств существенно снижаются.

В представленной работе рассматриваются возможности улучшения магнитных свойств уже изготовленных изделий, материал которых, первично был подвергнут стандартному циклу термической обработки и отпуску.

В качестве образца использовали изделия, изготовленные в виде кольцевых трансформаторных сердечников ($d_{ср}$ = 26мм) из аморфного сплава ГМ 501 (T_c = 150 °С, δ = 0,02 мм, ширина ленты 15мм).

Изделия обрабатывались в поперечном магнитном поле напряженностью от 10^3 до 10^4 А/м при t° от 100 до 200° С. Общим в режимах обработки был нагрев от комнатной температуры со скоростью ~10°С/мин до соответствующей температуры $t_н < T_c$, выдержка при достигнутой температуре в течение определенного времени в условиях приложенного магнитного поля и последующее охлаждение со скоростью ~3°С/мин до комнатной температуры. Температура нагрева и время выдержки изделий в постоянном магнитном поле составили для образцов до 125°С и до 20мин. Определение магнитной проницаемость μ_{max}, коэрцитивной силы H_c, удельных магнитных потерь P_s до и после ТМО осуществляли обработкой данных петель гистерезиса, снятых на f = 50 Гц при максимальной амплитуде магнитной индукции B_m 0,2; 0,1; 0,05; 0,02 и 0,01 Тл.

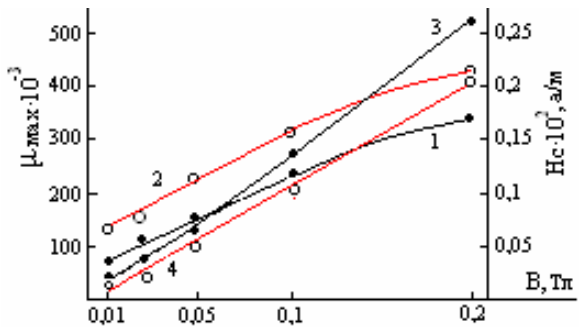


Рис. Зависимость μ_{max}, H_c образцов от магнитной индукции B_m при H = 65кА/м, время выдержки 10мин: 1,2 – μ_{max} • до ТМО, ° после ТМО; 3, 4 –H_c • до ТМО, ° после ТМО

Снятие петель гистерезиса и обработку опытных данных производили на установке высшей точности УВТ-82-А-93, занесенной в Госреестр РФ. Погрешность определения магнитных характеристик не превышала 5 %.

Установлено, что в зависимости от различных режимов ТМО при B_m от 0,2 до 0,01 Тл, можно снизить магнитные потери $P_{уд.}$ в 1,2–1,9 раза, уменьшить коэрцитивную силу H_c в 1,4–2 раза и увеличить в 1,5–2 раза магнитную проницаемость. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий

Работа частично поддержана проектом Президиума РАН № 10 и интеграционным УрО №38.

1. Зусман А.И., Арцишевский М.А. Термомагнитная обработка железоникелевых сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 93 с.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ И ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Драгошанский Ю. Н., Губернаторов В. В., Сычева Т. С., Пудов В. И., Ивченко В. А.

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

Одна из проблем электроэнергетики связана с потерями, возникающими при передаче электрической энергии к потребителям. Почти 3% всей вырабатываемой электроэнергии теряется в магнитопроводах электрических машин и трансформаторов из электротехнической стали. Поэтому улучшение их электромагнитных свойств – актуальная задача.

В современных анизотропных электротехнических сталях (АЭС) реализованы обычные металлургические методы совершенствования структуры и свойств: создание острой ребровой (110)[001] кристаллографической текстуры при оптимальном химическом составе и пластичности; изготовление ленты оптимальных толщин, соответствующих минимуму полных магнитных потерь в заданном режиме перемагничивания; уменьшение содержания вредных примесей и неоднородных внутренних напряжений. Важным резервом улучшения свойств остается оптимизация магнитной доменной структуры путем изменения соотношения объемов магнитных фаз, размеров доменов, создания дополнительных зародышей перемагничивания и увеличения активности движения доменных границ [1, 2]. Исследования показали, что наиболее перспективными способами управления доменами и свойствами АЭС являются деформационно-текстурующие воздействия: создание одноосного растяжения, магнитоструктурных барьеров и эффекта термомагнитной обработки (ТМО).

В Институте физики металлов УрО РАН разработаны способы локального лазерного или ионного облучения, высокочастотной термомагнитной обработки и нанесения магнитоактивных покрытий, обеспечивающие оптимизацию магнитных доменов и существенное (до 25–35%) снижение магнитных потерь в АЭС [3–4]. В частности, для лент стали толщиной 0,3 мм при индукции 1,7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц магнитные потери составляют после указанных обработок 0,95 Вт/кг, по сравнению со стандартной величиной 1,33 Вт/кг (ГОСТ 21427.1–83).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и УрО РАН (проекты 08-02-00327, интеграционный № 38).

1. Dragoshanskii Yu.N. Optimization of domain structure and minimization of magnetic losses in anisotropic electrical steels and alloys. Phys. Met. Metallogr. V.89. Suppl. 1. Pp. S73-79, 2000.
2. Драгошанский Ю.Н., Шулика В.В., Потапов А.П.и др. Усиление магнитной текстуры и функциональные характеристики магнитомягких сплавов на основе железа // ФММ, т.101, № 6, с.570-574 (2006).
3. Драгошанский Ю.Н Способ высокочастотной термомагнитной обработки магнитомягких материалов. Патент РФ № 2025504. Бюл.изоб., № 24, 1994.
4. Губернаторов В.В., Драгошанский Ю.Н., Ивченко В.А., Сычева Т.С. Способ термомагнитной обработки магнитомягких материалов. Патент РФ № 2321644,. Бюл.изоб., № 10, 2008.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАЗОГРЕВА В ПРОЦЕССЕ СЖАТИЯ СФЕРИЧЕСКОЙ ПОЛОСТИ В ВЯЗКО-ПЛАСТИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ

Тютяев А. В., Валюженич М. К.

СамГТУ, Самара, Россия,
tyutyaev@mail.ru.

Во многих случаях технологии переработки и получения различных материалов включают различного рода динамические воздействия на пористые вещества. Такого рода воздействия, которые могут быть как квазистатическими, так и ударно-волновыми, сопровождаются сложными тепловыми и гидродинамическими процессами. Теоретический анализ тепловых и механических процессов в этом случае представляет значительную трудность даже с применением современных комплексов.

В этой связи несомненный интерес вызывает построение и анализ простых моделей, адекватно описывающих протекающие при деформировании пористых материалов процессы.

В работе теоретически выполнен анализ разогрева при деформировании сферической полости в вязко-пластическом материале. Рассмотрена задача о сжатии полости радиусом a_0 заключена внутри сферической ячейки с радиусом $в_0$. Вещество считается вязко – пластическим материалом. Процесс деформирования происходит под действием давления p, равномерно распределенного по внешней поверхности ячейки. Вещество предполагаем несжимаемым с плотностью r, удовлетворяющим условию текучести Мизеса-Генки или Треска-Сен-Венана с постоянным пределом текучести d_s. Давлением газа внутри полости пренебрегаем.

При таких предложениях задача о разогреве в результате деформирования сферической полости в вязко-пластическом материале имеет следующий вид:

Уравнение движения:

$$\rho\left(\frac{\partial w}{\partial t}+w\frac{\partial w}{\partial r}\right)=\frac{\partial \delta_r}{\partial r}+\frac{2}{r}(\delta_r-\delta_\theta)$$

Уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial w}{\partial r}+\frac{2w}{r}=0$$

Уравнение текучести:

$$\delta_r-\delta_\theta=\delta_s+2\eta\left(\frac{\partial w}{\partial r}-\frac{w}{r}\right)$$

Уравнение энергии:

$$cg\left(\frac{\partial T}{\partial t}+\theta\frac{a^2}{r^2}\frac{\partial T}{\partial r}\right)=\frac{\lambda}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\frac{\partial T}{\partial r}\right)+\frac{2}{3}\left(\delta_r-\delta_\theta\right)\left(\frac{\partial w}{\partial r}-\frac{w}{r}\right)$$

Напряжения в области $a\le r\le в$ удовлетворяют граничным условиям:

$$r=a:\quad \delta_r=0;\quad r=в:\quad в_r=-p$$

Сформулированная задача анализировалась приближёнными методами. Оказалось, что если число Прандтля $P_r=\eta/Д_T\rho>>1$, количество теплоты, выделяющееся в результате вязкого трения, много больше количества тепла отводящегося теплопроводностью. Тогда, по крайней мере, при малых временах, можно пренебречь теплопроводностью и решать адиабатическую задачу.

Указанные приближения позволяют получить температуру поверхности поры и градиент температуры на поверхности.

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ РАЗОГРЕВА ВЯЗКОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Тютяев А. В.

СамГТУ, Самара, Россия,
tyutyaev@mail.ru.

В процессе различных операций твердые материалы и их расплавы могут подвергаться вибрационным воздействиям, которые имеют различные частотные спектры и амплитуды и могут действовать в различных направлениях. Комплексное теоретическое исследование процессов, протекающих при вибровоздействии, представляет собой сложную математическую задачу, поэтому целесообразнее рассмотреть различные простые модели, учитывающие основные особенности вибрационного воздействия на вязкопластичные материалы. В частности, рассмотрим разогреввязкой жидкости при ее контакте с горизонтальной поверхностью, совершающей простое гармоничное колебательное движение с частотой w. Такое движение поверхности является отдельным элементом вероятного вибрационного воздействия на вещество.

Пусть вязкая несжимаемая жидкость занимает полупространство $x>0$, а плоскость y, z, является твердой поверхностью. Ось выберем вдоль направления колебаний поверхности. Скорость колеблющейся поверхности $u = A\cos wt$.

Будем предполагать, что вязкость жидкости от температуры зависит экспоненциально

$$\mu(T) = \mu_0 \exp\left(\frac{U}{RT}\right).$$

где T – абсолютная температура; m_0 – предэкспонент; U – энергия активации вязкого течения; R – универсальная газовая постоянная.

Экспоненциальный вид зависимости включает в себя как частные случаи рейнольдсову и гиперболическую зависимости и случай постоянной вязкости.

Нестационарную систему уравнений движения и теплового баланса с учетом диссипации энергии можно записать в виде

$$p\frac{\partial V}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\mu\frac{\partial V}{\partial x}\right);$$

$$cp\frac{\partial T}{\partial t} = \lambda\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \mu\left(\frac{\partial V}{\partial x}\right)^2.$$

где V – скорость жидкости; x – Эйлерова координата; t – время; l и c – теплопроводность и вязкость; μ – динамическая вязкость. В начальный момент времени температура жидкости равна температуре поверхности. Скорость жидкости на поверхности x=0 должна удовлетворять условию (условие прилипания): $V = U$.

Будем считать, что через поверхность с окружающей средой осуществляется теплообмен по закону Ньютона. Тогда граничные условия можно записать следующим образом:

$$x = 0;\ V = A\cos\omega t;\ \lambda\frac{\partial T}{\partial x} = a(T - T_0);$$

$$x = \infty;\ V = 0;\ \frac{\partial T}{\partial x} = 0.$$

Указанная задача в безразмерных переменных решалась методом преобразования Лапласа. Получено выражение для зависимости температуры от времени и координаты.

ИНОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НА ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛАХ

Валюженич М. К., Кривченко А. Л., Курицын В. В., Кравченко И. Б., Крестелев А. И.

СамГТУ, г. Самара, Россия,
physics@samgtu.ru

Наряду с поиском новых материалов для машиностроения продолжается процесс совершенствования технологий и создания новых, не имеющих аналогов.
Одним из таких является метод взрывоплазменного напыления с целью создания упрочняющих и защитных покрытий. Этот метод позволяет получать покрытия из тугоплавких неорганических соединений, избегая при этом нагрева обрабатываемого изделия.

Цель настоящей работы заключается в исследовании формирования боридного тугоплавкого покрытия на титановых сплавах ВТ9 и ОТ4 и изучения его свойств.

В специально разработанной камере устанавливали образцы из титановых сплавов. Использовалась схема встречных зарядов. Подрыв зарядов осуществлялся от одного детонатора через детонационный шнур. Генерируемый взрывчатым веществом поток ударносжатого газа распространялся в переходном канале, встречая на своем пути навеску порошка бора. Затем этот поток попадал в полость рабочей камеры, где находились образцы. В результате взаимодействия поверхностного расплава титанового сплава с нагретым до высокой температуры частицами бора и его паров, образуется монолитное покрытие основу которого составляет диборид титана и непрореагировавший титан (1).

1. Валюженич М.К., Кравченко А.Л., Штеренберг А.М., Модификация поверхности титановых сплавов взрывоплазменным напылением, Журнал Деформация и Разрушение, Москва, 2008. Вып.5.С.44-47.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЗРЫВНЫХ УДАРНЫХ ВОЛН ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Крестелев А. И., Валюженич М. К., Довбня Л. А.

СамГТУ, г. Самара, Россия, physics@samgtu.ru

Анализируются различные методики взрывного нанесения упрочняющих или износостойких покрытий на поверхности металлов. При взрыве в камере продукты детонации сконцентрированы в сравнительно небольшом объеме и поэтому обрабатываемая поверхность дольше находится под воздействием высокотемпературных продуктов детонации (ПД), если сравнивать со взрывом в открытом пространстве. Как показывают исследования при взрыве гексогена в камере температура ПД может достигать 8000 К, в то время как начальная температура ПД у гексогена 3700 К. В условиях свободного разлета продуктов взрыва на расстояниях равным нескольким радиусам заряда ВВ температура в ударной взрывной волне представляется в виде узкого (шириной порядка радиуса заряда 2÷4 см) пика. Таким образом, оплавление поверхности подложки представляется наиболее вероятно при взрыве в камере.

Важным для процесса напыления представляется агрегатное состояние порошка покрытия. Независимо от схемы нанесения покрытия порошок увлекается разлетаю-

щимися продуктами детонации. Так как обычно расстояние от заряда ВВ до подложки ~ (3÷4) радиусов заряда, то массовая скорость ПД падает незначительно и равна (2000÷3000) м/с. При этом время нахождения частиц порошка во взрывной волне ~$2 \cdot 10^{-5}$с. Как показывает анализ этого времени достаточно для плавления и частичного испарения не только никеля, но и более тугоплавкого бора.

Более сложным представляется процесс взаимодействия продуктов детонации ВВ, обогащенных распыленным порошком с подложкой. Так как ПД для большинства конденсированных ВВ представляют собой смесь газов (CO_2, CO, N_2, O_2), воды и углерода в чистом виде, то возможно образование соединения металлов порошка или подложки с компонентами продуктов взрыва. Например, карбидов, нитридов. Наиболее однородное покрытие возникает при взаимодействии расплавленного поверхностного слоя подложки с материалом покрытия в парообразной и жидкой фазе.

Такие покрытия наблюдались при напылении бора на титановые сплавы в взрывной камере. Основу покрытия составляет диборид титана T_iB_2. [1]

1. М.К. Валюженич, А.М. Штеренберг, А.Л. Кривченко, Модификация поверхности титановых сплавов взрывоплазменным напылением, Научно-технический и производственный журнал «Деформация и разрушение метериалов»,Самара СамГТУ, 2008 г., с.44-47

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА НА ДИНАМИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Жиляев П. А., Куксин А. Ю., Норман Г. Э., Стегайлов В. В, Янилкин А. В.

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия
PeterZhilyaev@gmail.com

В работе изучается влияние микроструктуры материала (поры, включения примеси, дислокационная подсистема, границы зерен) на пластичность и прочность при высокоскоростном деформировании. Для этого проводится молекулярно-динамическое моделирование процессов деформации, возникающих при ударно-волновом нагружении и в последующих волнах разгрузки. При прямом моделировании ударно-волнового нагружения определены типы дефектов, возникающих при пластическом деформировании, и сдвиговые напряжения, необходимые для его возникновения. Рассмотрено влияние повышения температуры, наличия полостей и включений на активацию пластического течения. Проведено сопоставление с моделью зарождения дислокационных петель, позволяющей независимо менять сдвиговые и нормальные напряжения, варьировать скорость деформации в большем диапазоне. В обоих случаях обнаружены выделенные места на поверхности пор и кластеров, в которых начинается формирование дислокационных петель.

При рассмотрении процессов разрушения проанализирована зависимость механизмов разрушения и откольной прочности от скорости растяжения и температуры. При повышенных температурах в процессе растяжения может быть достигнута линия плавления. Наличие дефектов в таком случае инициирует плавление, и разрушение происходит уже в жидкой фазе. Наиболее интенсивно плавление начинается у границ зерен, для монокристаллов же, даже в присутствии дефектов типа полостей и дислокационных петель, достигается заметный перегрев твердой фазы. Рассчитана зависимость скорости плавления от степени перегрева. Приводится сопоставление с данными о динамической прочности из ударно-волновых экспериментов.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ

Куксин А. Ю., Янилкин А. В.

Учреждение Российской академии наук
Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия,
Московский физико-технический институт (ГУ), Долгопрудный, Россия,
aleyanilkin@gmail.com

В работе исследуется гомогенное и гетерогенное зарождение дислокаций в алюминии с помощью метода молекулярной динамики. Поскольку алюминий обладает г.ц.к. решеткой, то механизм гомогенного зарождения дислокаций заключается в образования критического зародыша петли частичной дислокации, окружающей дефект упаковки (рис.1). Были определены характерные значения энергии зарождения петель различного радиуса под действием различных сдвиговых напряжений. Несмотря на то, что радиусы петель имели размеры до 2 нм, получено хорошее согласие энергии зарождения петель со значениями, рассчитанными из теории дислокаций (рис.2).

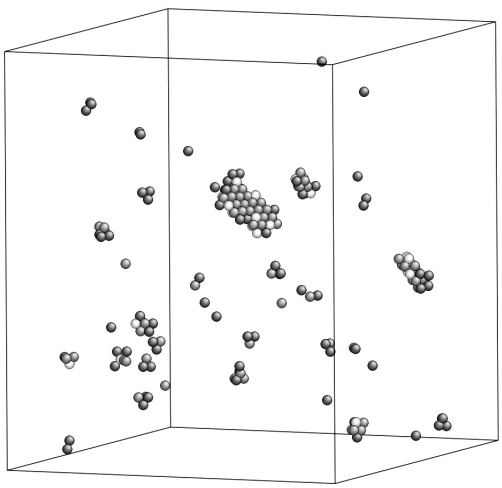


Рис.1. Визуализация зарождения петли дислокации.

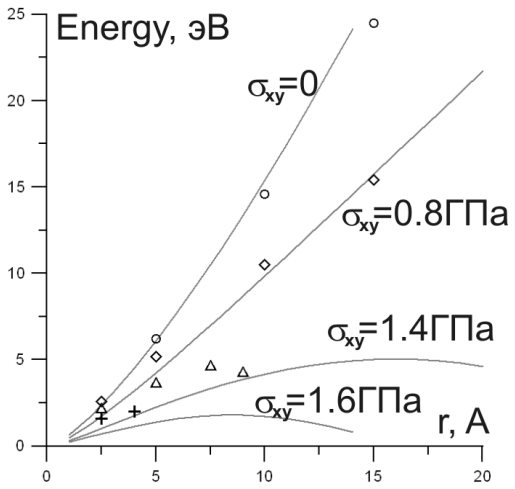


Рис.2. Зависимость энергии петли дислокации от радиуса.

Скорость гомогенного зарождения дислокаций определялась с помощью моделирования по аналогии со скоростью нуклеации жидкости в перегретом кристалле. Полученные значения хорошо согласуются с рассчитанными по теории гомогенного зарождения.

Проведено моделирование зарождения дислокации при наличии полостей. Зарождение происходит в области концентрации напряжений. Также проведено исследование механизма зарождения, роль полости как концентратора напряжений, и получены зависимости характерных напряжений зарождения от температуры. Исследовано влияния гидростатического давления на критическое значение напряжений. С увеличением давления критические сдвиговые напряжения падают в результате увеличения напряжений. При достижении значения схлопывания полости критические напряжения не изменяются с дальнейшим увеличением напряжений.

Получены характерные значения сдвиговых напряжений, при которых реализуются рассмотренные механизмы.

Расчеты выполнены на кластере МФТИ-60 кафедры информатики МФТИ (ГУ).

КИНЕТИКА РОСТА ПОЛОСТЕЙ В КРИСТАЛЛАХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Куксин А. Ю., Норман Г. Э., Стегайлов В. В., Янилкин А. В.

Объединенный институт высоких температур Российской академии наук
Москва, Россия,
alexey.kuksin@gmail.com

Работа посвящена исследованию механизмов и кинетики роста полостей в растянутых монокристаллах в разных областях фазовой диаграммы. Рассматриваются высокие скорости роста, сопоставимые со скоростями деформирования 10^6 $с^{-1}$ и выше, достижимые при импульсном растяжении (в ударно-волновых явлениях).

С помощью молекулярно-динамического моделирования проанализированы механизмы роста пор и скорость релаксации напряжений в процессах всестороннего растяжения с постоянной скоростью и при спонтанном росте полости в растянутом кристалле. Расчеты проводились для монокристаллов без дефектов и с искусственно приготовленными сферическими полостями. Рассматривались системы размером около 8-40 нм (от 20 до 100 элементарных ячеек вдоль всех координатных осей), помещаемые в трехмерные периодические граничные условия. Исследование проводилось на примере алюминия Al, описываемого в рамках метода погруженного атома.

Самые малые скорости роста изучались при спонтанном росте полости, находящейся в растянутом кристалле. Деформирования системы при этом не проводилось. Максимальные времена, на которых наблюдалась релаксация напряжений в системе, составляли несколько сотен пикосекунд. Даже при высоких температурах (700 K) механизм такого медленного роста оказывается почти полностью дислокационным: вдоль плоскостей сдвига формируются дефекты упаковки, окруженные дислокационными петлями.

Определены критические напряжения, необходимые для роста пор разных размеров при нескольких значениях температуры. Проводится сопоставление с несколькими моделями роста, основанными на разных механизмах. Хотя критические напряжения роста уменьшаются с температурой, в процессе растяжения может быть достигнута линия плавления, соответствующие давления на ней значительно снижаются в области высоких температур. В результате рост мелких пор оказывается невозможен, напротив, происходит плавление. Поэтому зарождение полостей при высокой температуре происходит в расплаве. Если напряжение превышает критическое, рост полости определяется термофлуктуационным зарождением дислокационных петель и может начаться не сразу: в расчетах наблюдается разброс во временах начала роста пор.

При растяжении с некоторой скоростью деформирования возможен заход вглубь метастабильной области, в результате рост пор происходит очень быстро. В этом случае он также сопровождается появлением дефектов упаковки, в результате чего появляются преимущественные направления роста, полость становится несферической. Наблюдается аморфизация некоторых участков около границы полости, в особенности на стыках плоскостей сдвига. Объем расплава в таком случае возрастает с ростом скорости деформирования и температуры.

Расчёты проведены на вычислительных кластерах ОИВТ РАН и МФТИ-60 кафедры информатики МФТИ (ГУ).

МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Куксин А. Ю., Норман Г. Э., Писарев В. В., Стегайлов В. В., Янилкин А. В.

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия,
pisarevvv@gmail.com

В работе была сделана оценка откольной прочности жидкого гексана на основе результатов атомистического моделирования. Жидкий гексан описывался системой леннард-джонсовских частиц со специально подобранными параметрами потенциала.

В данной работе прочность жидкости оценивалась на основе модели «нуклеация и рост полостей». Суть модели состоит в том, что рассматривается вклад в разрушение двух процессов: появления закритических зародышей (нуклеации) и их последующего роста. Кинетические параметры этих процессов были определены из МД-расчетов.

Процесс спонтанного вскипания растянутой жидкости характеризуется частотой нуклеации – средним числом закритических зародышей пара, образующихся в единицу времени в единице объема. Для определения скорости гомогенной нуклеации определялось среднее время жизни для траекторий, соответствующих одному и тому же макросостоянию. Зависимость частоты нуклеации от давления, определенная на изотерме, соответствует предсказанию классической теории гомогенной нуклеации.

При помощи метода молекулярной динамики также исследовалась кинетика роста полостей при различных давлениях. Результаты прямого атомистического моделирования хорошо воспроизводятся с помощью гидродинамического подхода к описанию роста полостей.

На основе данных по кинетике зарождения и роста полостей построена модель разрушения. Оценена откольная прочность жидкости при растяжении с постоянной скоростью. За момент откола принимался момент, когда скорость роста полостей сравнивалась со скоростью деформации, а давление, достигаемое в этот момент, является откольной прочностью. Рассчитанная зависимость откольной прочности от скорости растяжения хорошо описывает экспериментальные данные.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КОВАЛЕНТНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Скворцова Н. П., Ломонов В. А., Виноградов А. В.

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

Приводятся первые результаты экспериментального исследования высокотемпературной локализации пластической деформации в ковалентных кристаллах TeO_2. Кристаллы парателлурита выращены методом Чохральского в Институте кристаллографии из реактивов особой чистоты производства. Из полученных монокристаллов вырезались образцы размером ~ 4×4×8 мм двух кристаллографических ориентаций.

Экспериментально изучалось распределение пластической сдвиговой деформации в кристаллах после испытания их на сжатие вдоль [100] и [110] с постоянной скоростью деформации 10^{-4} $с^{-1}$. Механические испытания образцов проводились на машине "Инстрон 1102" в интервале температур T = 893–993 К (0.89–0.99)T_m (T_m – температура плавления) на воздухе в специальном реверсе с рубиновыми пуансонами. Поверхностный деформационный рельеф деформированных образцов исследовался методами оптической и интерференционной микроскопии. Следует отметить, что исследования деформационного рельефа ковалентных кристаллов проводить значительно сложнее, чем ионных [1] и ионно-ковалентных [2- 3] кристаллов.

Показано, что кривая напряжение – деформация (время) имеет прерывистый немонотонный характер для образцов, ориентированных вдоль [100]. Скачки деформирующих напряжений наблюдаются преимущественно в области нелинейной упругости (деформации очень малы менее 1%), что свидетельствует о неоднородном характере деформации. Остаточная продольная деформация образцов отсутствует. Неоднородный характер деформации при высоких напряжениях ~150 МПа связан, по-видимому, с хрупким высокоскоростным разрушением испытанных образцов.

Обнаружена локализация пластической деформации в узких микрополосах сдвига в кристаллах TeO_2, ориентированных вдоль [110]. Микроскопические исследования поверхности деформированных образцов показали, что деформация в них после нагружения при высоких температурах распределена неоднородно. На протяжении всей (сравнительно небольшой) деформации в зоне локализованного течения сохраняются свойства скольжения по вполне определенным для данной рутиловой структуры плоскостям. Идентифицированы две пересекающиеся ортогональные системы активного скольжения (100) [010] и (010) [100], вдоль которых ориентированы микрополосы локализованного сдвига. Локализованные микросдвиги образуются путем коррелированного лавинообразного движения дислокаций, движущихся самосогласованно во времени и пространстве. В результате образуется система стационарных пространственно-упорядоченных локальных сдвигов с характерным масштабом периодичности для данных условий деформации. Величина локальной сдвиговой деформации достигает десятков % при средней степени деформации образца ~ 5 %.

Образование локальных микросдвигов происходит на стадии установившегося течения в условиях деформационного разупрочнения материала. Величина коэффициента деформационного упрочнения при температуре Т = 993 К составляет ~ - 74 МПа. Значение предела текучести составляет ~ 44 МПа вблизи предплавильных температур деформирования. Появление на деформационных кривых парателлурита небольшого высокотемпературного "зуба текучести" связано с локальной потерей пластической устойчивости. Характерной особенностью деформационных кривых является также образование очень тонких периодических спадов (скачков) деформирующих напряжений, что подтверждает неоднородный характер пластической деформации при высоких температурах.

1. Н.П. Скворцова. Кристаллография 47, 697 (2002).
2. Н.П. Скворцова. ФТТ 48, 70 (2006).
3. Н.П. Скворцова, Е.А. Кривандина, Д.Н. Каримов. ФТТ 50, 639 (2008).

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ОБРАЗЦОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ

Жога И. Л., Дмитрук М. И.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г.Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

При квазихрупком разрушении поликристаллической сегнетокерамики наблюдается как статическая усталость, так и характерные для твердых тел с низкой пластичностью особенности статистики прочности [1].

Исследовалась сегнетокерамика типа PZT на основе титаната и цирконата свинца $Pb(Zr,Ti)O_3$. Образцы нагружались с постоянной скоростью методом трехточечного изгиба и ступенчато. Средний размер зерна в образцах равнялся 4 мкм, пористость варьировалась до 20%. Механическое нагружение дисков осуществлялось путем осесимметричного изгиба. Нагрузка прикладывалась ступенями по ΔP выдержка при постоянной нагрузке Δt. Максимальные растягивающие напряжения рассчитывали по формуле для изгиба круглых пластин с недеформируемой нейтральной плоскостью [2].

Характерной статистической особенностью разрушения хрупких твердых тел в условиях испытаний с постоянной скоростью нагружения является распределение Вейбулла [3]:

$$F(\sigma) = 1 - \exp\left[-(\sigma/\sigma_0)^m\right]$$

После несложных преобразований уравнение можно преобразовать к виду: $\ln\{-\ln[1 - F(\sigma)]\} = m(\ln\sigma - \ln\sigma_0)$, которое в координатах $y = \ln\{-\ln[1 - F(\sigma)]\}$, $x = \ln\sigma$ является уравнением прямой, здесь $F(\sigma)$ – эмпирическая функция распределения прочности, $F(\sigma) = \frac{n}{N+1}$ где N – общее количество образцов, n – номер образца в ряду, составленном в порядке возрастания прочности. Обработка согласно этой схеме была проделана для результатов испытания поликристаллической сегнетокерамики. Для поликристаллической сегнетокерамики получены графики с изломом.

По результатам измерения долговечности при ступенчатом нагружении поликристаллической сегнетокерамики был проведен расчет величин разрушающих напряжений и построено распределение прочности [4]. Проведено сравнение распределений прочности, полученных при различных способах нагружения образцов. Обсуждаются статистические закономерности разрушения в условиях статической усталости и нагружения с постоянной скоростью.

Предполагается, что полученные статистические закономерности квазихрупкого разрушения при нагружении с постоянной скоростью имеют кинетическое происхождение.

1. Степанов В.А., Шпейзман В.В., Жога Л.В. Температурно-временная зависимость прочности твердых тел в хрупком состоянии // ФММ – 1976. – 42. – 5. – С. 1068-1074.
2. Витман Ф.Ф., Уфлянд Я.С., Иоффе Б.С. О вычислении напряжений при изгибе тонких стеклянных пластинок // Прикладная механика. – 1970. – 6. – 5. С. 122-125.
3. Фрейденталь А.М. Статистический подход к хрупкому разрушению // Разрушение, 1975. – Т. 2. – С. 616-646.
4. Шпейзман В.В. Кинетика хрупкого разрушения и возможности его прогнозирования // ФТТ. – 1992. – Т. 43. – №7. – С. 2261-2271.

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ДЕЙСТВИИ МЕХАНИЧЕСКОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЕЙ

Дмитрук М. И., Жога И. Л.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г.Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

В работе представлены экспериментальные результаты по измерению времени до разрушения образцов из сегнетокерамики при действии постоянного электрического поля и различных по величине механических напряжений. Получена зависимость долговечности от напряжений при постоянной напряженности электрического поля. Эксперимент показал, что для данных образцов разрушение сегнетокерамики в механическом поле носит кинетический характер. Разрушение наступало при различных значениях приложенного постоянного механического напряжения и при различных временах. При этом разброс времен был велик: наблюдалось разрушение при нагружении и отсутствие разрушения за выбранное время наблюдения Δt.

Экспериментальные результаты можно объяснить воздействием нагрузки и электрического поля на дефекты в керамике, которые являются очагами разрушения. В проблеме разрушения сегнетокерамики важным является вопрос - как влияет внешнее электрическое поле на развитие механического разрушения. Напрмер, эффект влияния возникающих механических напряжений в результате обратного пьезоэффекта в пьезокерамике уже рассмотрен в теоретических работах.

В настоящей работе была поставлена задача экспериментально изучить закономерности разрушения сегнетокерамики при одновременном действии электрического и механического полей.

Исследовалась сегнетокерамика типа PZT на основе титаната и цирконата свинца. Образцы в виде дисков имели электроды. Средний размер зерна в образцах равнялся 4 мкм, пористость варьировалась от 17 до 20%. Измерения проводились в этилсилоксановой жидкости. На электроды подавалось постоянное по знаку электрическое напряжение, которое не изменялось вплоть до разрушения образца. Напряженность электрического поля E в опытах составляла 2 МВ/м. Механическое нагружение осуществлялось путем осесимметричного изгиба, диаметры опорного и нагружающего колец составляли $2b$ = 13 и $2a$ = 7 мм, соответственно. Нагрузка повышалась ступенями по ΔP, выдержка при постоянной нагрузке Δt. За долговечность τ принималось время от последней подгрузки до разрушения образца.

По результатам опытов были рассчитаны активационные характеристики разрушения поликристаллической сегнетокерамики, которые совпали с величинами определенными при чисто механическом нагружении образцов [1].

1. Жога Л.В., Шильников А.В., Шпейзман В.В. Кинетика разрушения пьезокерамики при одновременном действии механических и электрических полей // Изв. РАН сер. физ. – 2003. – № 8. – Т. 67. – С. 1207-1210.

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПРОБОЯ

Габриэлян А. В., Дмитрук М. И., Жога И. Л.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г.Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

В проблеме разрушения сегнетокерамики важным является вопрос - как влияет внешнее электрическое поле на развитие механического разрушения в образцах. В данной работе представлены экспериментальные результаты по измерению времени до разрушения образцов сегнетокерамики после воздействия постоянного электрического поля в результате которого в образцах происходил электрический пробой [1], но целостность образцов сохранилась. Получена зависимость долговечности от напряжений и рассчитаны активационные параметры разрушения, которые сравниваются с полученными при испытании образцов при воздействии либо механического, либо электрического полей. Предполагается, что при приложении электрического поля в образце происходит концентрация внешнего электрического поля на дефектах структуры сегнетокерамики, что может привести к электрическому пробою, но целостность образца сохраняется, а также происходит эффект влияния возникающих механических напряжений в результате обратного пьезоэффекта в пьезокерамике, который приводит к механическому разрушению образца. Исследовалась сегнетокерамика типа PZT на основе титаната и цирконата свинца $Pb(Zr,Ti)O_3$. Образцы в виде дисков диаметром 20мм и толщиной h = 0.97 мм имели электроды. Средний размер зерна в образцах равнялся 4 мкм, пористость варьировалась от 17 до 20%. Измерения проводились в этилсилоксановой жидкости. На электроды подавалось постоянное по знаку электрическое напряжение, которое не изменялось вплоть до разрушения образца. Механическое нагружение осуществлялось путем осесимметричного изгиба, диаметры опорного и нагружающего колец составляли $2b$ = 13 и $2a$ = 7 мм, соответственно. Нагрузка прикладывалась ступенями выдержка при постоянной нагрузке Δt . Максимальные растягивающие напряжения рассчитывали по формуле для изгиба круглых пластин с недеформируемой нейтральной плоскостью [2].

Результаты по изменению зависимости долговечности образцов от напряжений после электрического пробоя можно объяснить воздействием нагрузки и электрического поля на одни и те же дефекты в керамике, которые являются очагами разрушения.

1. Жога Л.В., Шильников А.В., Шпейзман В.В. Кинетика разрушения поликристаллической сегнетокерамики в электрическом и механическом полях // Изв. АН Сер. физ. – 2005. – Т. 69. – №7. – С. 981-983.
2. Витман Ф.Ф., Уфлянд Я.С., Иоффе Б.С. О вычислении напряжений при изгибе тонких стеклянных пластинок // Прикладная механика. – 1970. – 6. – 5. С. 122-125.

ПРОЧНОСТЬ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Кочергин И. В., Жога Л. В., Дмитрук М. И.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г.Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

Разрушение (нарушение сплошности), появляющееся при приложении к сегнетокерамическим образцам электрических и механических полей зависит от множества физических, кристаллографических и других факторов. Предполагается, что сегнетоэлектрическое состояние должно влиять на прочность и при этом должно наблюдаться либо увеличение прочности за счет торможения трещин на закрепленных 90° доменных границах и электростатического взаимодействия пиро- и пьезозаряда, образующихся на берегах трещины, либо снижение прочности из-за необратимых 90° доменных переориентаций, которые можно рассматривать как пластическое деформирование путем двойникования, а также из-за возникающей анизотропии, поскольку в одном из направлений прочность снижается.

Ступенчатое нагружение образцов было использовано нами при изучении механического разрушения в электрическом поле. Механические напряжения создавались методом осесимметричного изгиба образцов

Исследовалась пористая сегнетокерамика ЦТС-19, изготовленная по обычной технологии на заводе «Аврора». Образцы изготовлены в виде дисков диаметром $20 \cdot 10^{-3}$м. Средний размер зерна в образцах равнялся 4 мкм, пористость варьировалась от 17 до 20%. На электроды подавалось электрическое напряжение постоянное по знаку и выдерживалось без изменения до разрушения образца при ступенчатом увеличении механической нагрузки. При возрастании напряжения ток в образце растет, а по достижении максимального значения напряжения и поддержании его постоянным ток спадает. Этот ток называют абсорбционным, а его спадание объясняется образованием объемного заряда. Время спада в сегнетоэлектрике определяется эффективным временем релаксации, которое зависит от скорости движения дефектов структуры (доменных стенок, дислокации и др.).

В работе экспериментально измерялось время релаксации абсорбционного тока при приложении электрического или/и механического поля/полей к образцу поликристаллической сегнетокерамики. Имелась возможность менять полярность прикладываемого напряжения, чтобы напряженность внешнего электрического поля либо совпадала с направлением остаточной поляризации, либо была ей противоположна.

При исследовании электрической прочности твердых диэлектриков, как правило, обсуждаются механизмы электрического пробоя, связанные, в основном, с активной ролью электронной и ионной систем кристаллов, но в теоретических работах уже рассматривался эффект возникновения механических напряжений (в результате обратного пьезоэффекта) в пьезокерамике $BaTiO_3$, которые по оценкам могут достигать предела прочности материала и приводить к его разрушению до электрического пробоя. Большой разброс значений прочности и долговечности отдельных образцов сегнетокерамики вызван неоднородностью структуры и большим числом дефектов различной природы. Полученные данные по кинетике разрушения в присутствии постоянного электрического поля показывают, что разрушение, по крайней мере при временах до 10 с, связано с перестройкой структуры, которая влияет на изменение абсорбционного тока.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ БАЛОЧЕК ИЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ

Захаров К. А., Жога И. Л., Дмитрук М. И.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г.Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

Исследовалась сегнетокерамика на основе титаната и цирконата свинца $Pb(Zr,Ti)O_3$. Образцы в виде балочки размером 5*6*90 мм нагружались с постоянной скоростью 0,185мм/с методом трехточечного изгиба. Испытания проводились на установке, обладающей большой жесткостью, которая создавалась конструктивно: образец ввинчивался в кольцо из материала с высоким пределом упругости, которое нагружалось вместе с образцом [1]. При соблюдении постоянной скорости деформации измеряли деформацию непосредственно на образце и автоматически сравнивали с заданным значением скорости деформации. Если значение не совпадали, скорость привода машины изменялась до тех пока скорость деформации снова становилась равной заданному значению. Такая методика нагружения образца позволяет фиксировать появление «площадки текучести» при разрушении хрупкого материала, не зависящей от испытательной машины. В результате испытания мы получали диаграмму «сила на образце от прогиба образца», которая записывалась на двухкоординатном самописце. По максимальному и минимальному значению сил по формулам теории упругости рассчитывались значения напряжений в образцах. Испытания проводились на 50 образцах и строились распределения прочности для максимальных и минимальных значений напряжений.

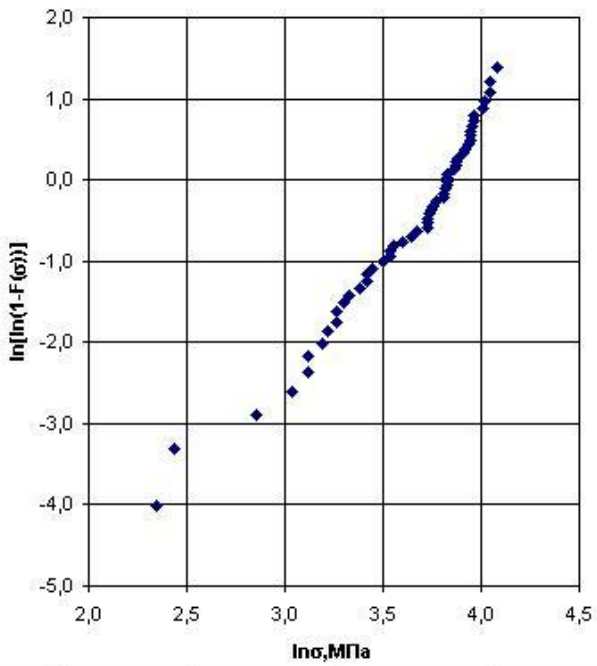


Рис. Распределение механической прочности сегнетокерамики в координатах Вейбулла

1. Пиунов Е.М., Попов П.В., Жога Л.В. Устройство для испытания на прочность хрупких материалов. Патент на изобретение №2162216, Москва, 2001 г.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИЦЕВЫХ ПЛАСТИН ГОЛОВКИ КЛЮШКИ ДЛЯ ИГРЫ В ГОЛЬФ

Сафиуллин А. Р.,[1] Сафиуллин Р. В.,[2] Круглов А. А.[3]

Институт Проблем Сверхпластичности Металлов, Уфа, Россия
[1] d12art@mail.ru, [2] dr_rvs@mail.ru, [3] alweld@go.ru

При создании новых улучшенных конструкций лицевых пластин головок клюшек типа «wood» для игры в гольф, актуальным является достижение таких преимуществ, как снижение отдачи при ударе в руку игрока, повышение эффективности удара для того, чтобы посылать мяч на сверхдальние расстояния.

Традиционно лицевые пластины изготавливаются из монолитных заготовок, методом литья, штамповкой или механической обработкой из титановых сплавов.

В работе представлена новая конструкция лицевой пластины и способ ее изготовления [1]. Лицевая пластина представляет собой многослойную гофровую конструкцию, имеющую обшивки и наполнитель, образующий ребра жесткости.

В предложенной конструкции лицевой пластины в местах соединения обшивок с наполнителем расположены прокладки из наноструктурного титанового сплава. Кроме того, центральная часть обшивки, являющейся ударной, усилена кольцевым вкладышем, также выполненным из наноструктурного титанового сплава.

Лицевую пластину, представленной конструкции, изготавливали из трех листовых заготовок сваркой давлением, совмещенной с сверхпластической формовкой в одном технологическом цикле (рис. 1). Для получения лицевых пластин использовали заготовки из промышленного титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с размером зерен 2 мкм и экспериментального с размером зерен 200 нм.

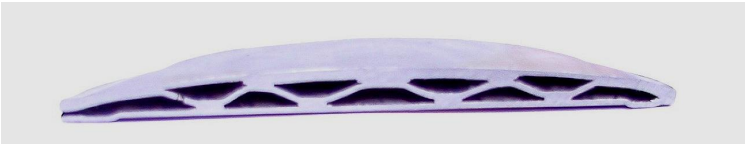


Рис. 1. Изготовленная лицевая пластина

Использование для изготовления лицевой пластины наноструктурного титанового сплава позволило получить лицевые пластины, обладающие повышенной прочностью и улучшенной эффективностью удара, что подтвердили стендовые и полевые испытания. Кроме того, игроками был отмечен факт уменьшения отдачи в руку при ударах по мячу. Стендовые испытания были проведены на фирме Nike, а полевые – на игровых площадках России, США и Республики Корея.

Результаты математического моделирования и натурных испытаний показали, что предлагаемая пластина по сравнению с монолитной пластиной при большей упругой деформации имеет меньшую остаточную пластическую деформацию.

Полученные результаты открывают новые возможности применения наноструктурных материалов.

1. Кайбышев О.А., Круглов А.А., Сафиуллин Р.В., Лутфуллин Р.Я., Астанин В.В. Лицевая пластина головки клюшки для игры в гольф и способ ее изготовления // Патент РФ № 2233683. 10.08.2004. Бюл. №22

ДИНАМИКА ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЧАСТИЦАХ ПРИРОДНОГО КВАРЦА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

Гришин Ю. М., Комракова А. Е.

Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана

Проблема разработки эффективной технологии обогащения природного кварца является актуальной задачей. Одним из перспективных методов реализации финишного этапа технологии обогащения может стать плазмохимический метод, основанный на нагреве мелкодисперсных кварцевых частиц в стационарной плазменной струе, генерируемой электродуговым или индукционным плазмотроном. При динамическом (время пребывания частиц в потоке $t_k \sim 10^{-2}$с) нагреве частиц в плазменной струе до температур 500÷1500 К, в результате действия различных физико-химических механизмов (в том числе из-за разрушения или растрескивания частиц) происходит удаление из них минеральных примесей и газожидкостных включений (ГЖВ).

Представлены результаты численного моделирования динамики термобарических напряжений в кварцевой частице при нестационарном нагреве в плазменном потоке. Анализ выполнен при условии нелинейности теплофизических свойств кварца и протекании фазового перехода α в β-кварц. При расчетах полей температур и термобарических напряжений предполагали, что кварцевая частица обладает в среднем изотропными свойствами и имеет форму сферы с диаметром из диапазона d = 0.1÷0.4 мм. Частица может быть как сплошной, так и содержать внутри себя сферическую полость (вакуоль) с диаметрами $d_в$ = (0.1÷0.2)d мм, заполненную ГЖВ и размещенную в центре частицы. Результаты получены на основе численного решения уравнения нестационарной теплопроводности (при известной зависимости температуры поверхности частицы от времени, установленной по результатам решения задачи нагрева частицы в аргоновой струе стационарного плазмотрона) и уравнения равновесия, записанного относительно вектора смещения в условиях сферической симметрии.

Выявлены особенности пространственно-временной динамики температурного поля и эквивалентных термических напряжений в безвакуольной частице. Определены температуры «термического» разрушения частицы, при нестационарном нагреве до которых, возникающие термические напряжения в центре частицы будут превышать допустимые значения и частица будет расколота.

Проведен анализ барической составляющей напряжения для частиц с вакуолью и установлены ее связи с температурой и составом ГЖВ, основными компонентами которых в природном кварце считали воду и углекислый газ. Определена температура «барического» разрушения частицы, которая не зависит от диаметров частицы и вакуоля, а является функцией только состава ГЖВ.

Полученные результаты доказывают, что при характерных для плазмохимического метода условиях нестационарного нагрева, раскол (растрескивание) кварцевых частиц с d = 0.1–0.4 мм может происходить при их нагреве до температур, меньших температуры фазового перехода $T_{\alpha\beta}$ = 846 К. Результаты расчетов температур «разрушения» частиц кварца являются исходными данными для выбора оптимальных параметров плазменной струи и, соответственно, параметров плазменного генератора при переработке кварцевого концентрата заданной дисперсности и свойствами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Грант № 08-08-00444-а)

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЗУБНЫХ ИМПЛАНТАТОВ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ - ПЛАВЛЕНИЯ

[1]Мозжаров С. Е., [1]Шут В. Н, [2]Толочко Н. К., [3]Савич В. В.

[1]ГНУ «ИТА НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,
lkm_ita@vitebsk.by
[2]УО«БГАТУ», г.Минск, Беларусь.
[3]ГНУ «ИПМ НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь,

Замена потерянных или поврежденных зубов – одно из главных направлений развития современной стоматологии. Две самые важные части дентального имплантата - имплантат корня зуба и коронка зуба. Этим части соединяются друг с другом механически. Традиционно, имплантат зубного корня изготавливают механической обработкой, литьем или порошковой металлургией. Чтобы использовать такой имплантат необходимо делать специальное гнездо в челюстной кости и вводить туда имплантат. Однако предпочтительнее выполнить "прямую" имплантацию, используя имплантаты зубного корня, которые формой почти соответствуют естественным зубным корням. Имплантат зубного корня, должен иметь грубую поверхность с макроскопическими углублениями и выступами или поверхность должна быть пористой. Таким образом, обеспечивается первичное механическое удерживание имплантата достаточное для врастание внутрь кости и для последующей механической стабилизации [1]. Кроме того, имплантата зубного корня, должен иметь плотное ядро, чтобы обеспечить сильное механическое соединение между ним и зубной коронкой. Однако, имплантаты зубного корня произведенные традиционными методами, имеют, как правило, гомогенную (плотную или пористую) структуру. Используя такие методы трудно или невозможно изготовить имплантат с градиентной, обладающей сравнительно высокой пористостью на поверхности и высокой плотностью в центре [2].

Для изготовления имплантата зубного корня практически соответствующего корню естественного зуба использовался подход, основанный на объединении селективного лазерного спекания и селективного лазерного плавления титанового порошка , который позволил получить изделие с анизотропной структурой – плотной сердцевиной и пористой оболочкой. Обработку каждого нанесенного слоя порошка вели неподвижным, относительно подложки, лучом лазера так, что обеспечивалось полное плавление частиц в центральной части изделия и поверхностное плавление частиц в периферийной части изделия. При обработке каждого последующего слоя мощность излучения изменялась по заранее заданному закону, так что в конечном итоге формировалось изделие соответствующее формой корню зуба.

Испытания. проведенные на собаках показали, что пористые титановые имплантаты полученные таким путем прорастают костными балками. К 3 месяцу наблюдения зрелая костная ткань на границе контакта и внутренних структур имплантата была без каких-либо признаков дегенерации и рассасывания тканей, что является свидетельством высокой совместимости данной искусственной структуры и кости и перспективности новой технологии для производства дентальных и иных имплантатов.

1. Criteria for success for osseointegrated endosseous implants/ D.E. Smith and G.A. Zarb// J. Prosthetic Dental, 1989, 62, 567-572
2. Belyavin K.E. Development of porous products from spherical titanium powders and application in medicine/ K.E. Belyavin and D.V. Min`ko //. Abstr. 9th World Conf. on Titanium, St.Petersburg, Russia, 7-11 June 1999, Chapt. S7, p.14.

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАВНОВЕСНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ Ag–Cu ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Пилюгин В. П., Солодова И. Л., Пацелов А. М., Чернышев Е. Г.

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

Проведено комплексное исследование особенностей формирования, структуры и свойств неравновесных твердых растворов системы ограниченной растворимости Cu-Ag. Синтез твердых растворов Cu_{100-x}–Ag_x (x = 10, 20, 30…90) проведен большой пластической деформацией ε = 7–9 под давлением 8 ГПа при комнатной температуре из порошков чистых элементов. Деформация осуществлялась на плоских наковальнях Бриджмена с пуансонами из сверхтвердых материалов. Структурные исследования механосинтезированных твердых растворов проводили методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии на JEM-200CX и рентгеновской дифрактометрии (λ = 0,3685 нм) в геометрии на просвет в СЦСТИ ИЯФ СО РАН.

Установлено, что на начальных стадиях при ε = 0,4–1 деформация компонентов происходит за счет формоизменения – вытягивания частиц исходных порошков и образования языков – наростов в исходно слоистых образцах. С увеличением степени деформации до ε = 4–5 характер течения частиц и слоев изменяется. На граничных поверхностях частиц и слоев образцов наблюдается активное образование гребней волнообразного вида на разных масштабных уровнях. Характер течения при этом меняется от ламинарного к турбулентному. Наблюдается возрастание контактных поверхностей прослоек и частиц элементов, формирование нанокристаллических структур, что приводит к образованию вакансий, концентрация которых существенно превышает равновесную, и резкому ускорению механодиффузии. В результате протекания и развития комплекса сложных процессов течения материала и механодиффузии происходит образование концентрационно-неравновесных твердых растворов с размером кристаллитов 20–40 нм.

До концентраций серебра 40 ат.% формируются твердые растворы на основе меди, свыше 60 ат.% образуются растворы на основе серебра. В промежуточных концентрациях, близких к эквиатомным, наблюдаются двухфазные состояния образцов с набором ГЦК растворов, как на основе меди, так и на основе серебра. Зависимость параметра решетки неравновесных растворов от концентрации второго элемента имеет положительное отклонение от линейного закона Вегарда, максимальное отклонение наблюдается в эквиатомных составах. Зависимости параметров решетки в неравновесных растворах с концентрациями до 30 ат.% в рамках точности измерений близки к таковым для равновесных твердых растворов Cu-Ag, полученных классическими методами плавления и кристаллизации.

Концентрационные зависимости микротвердости и предела текучести неравновесных растворов Cu-Ag имеют куполообразный вид. Для изучения термической стабильности полученных растворов выполнялись ступенчатые отжиги в течение 0,5 часа при 300, 400 и 500 °C, которые привели к снятию напряжений и инициировали процессы распада неравновесных твердых растворов и образование окислов меди.

Работа выполнена по теме № г.р. 01.02.006 13394 при частичной финансовой поддержке гранта НШ-643.2008.3.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ПОТОКА МИКРОЧАСТИЦ НА МЕТАЛЛЫ

Кирсанов Р. Г.[1] , Кривченко А. Л.[2], Петров Е. В.[3]

[1] *Самарская государственная сельскохозяйственная академия, Самарская область, п. Усть-Кинельский, Россия,*
kirsanovr@mail.ru
[2] *Самарский государственный технический университет, Самара, Россия*
[3] *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия,*
petrow-ewgeni@mail.ru

Соударение высокоскоростного потока частиц с металлической мишенью, как правило, приводит к остановке большей части частиц и образованию на поверхности мишени структуры из кратеров и покрытия из остановившихся частиц. Однако при размерах частиц порядка десятка микрометров и их скорости в пределах 1000–3000 м/с наблюдается проникновение частиц на глубины, необъяснимые с точки зрения гидродинамической теории, хорошо описывающей соударение макротел. Данное явление было обнаружено в 80 годах 20 века белорусскими учеными [1] и получило название – сверхглубокое проникание потока (СГП) частиц. Формирование в результате СГП особой структуры и свойств материалов дают возможность использования этого явления для получения материалов с новыми свойствами [2].

В качестве объектов исследования были выбраны инструментальные стали и использовались среднедисперсные порошки вольфрама и диборида титана, никеля. Порошок разгонялся в результате взрыва гексогена насыпной плотности, массой 100 г. Наличие частиц в материале мишени регистрировалось с помощью металлографии и рентгеноспектрального анализа. С помощью рентгенографии проводились исследования фазового состава мишеней до и после обработки и изменения субструктуры мишеней.

Рентгенографический анализ проводился на дифрактометре ДРОН – 2 при непрерывной записи на ленту. Трубка БСВ-22 работала при напряжении 30 кВ и токе 20мА. В качестве эталона использовались отожженные стали той же марки. Регистрировалась дифракционная картина области, в которую попадают наиболее интенсивные отражения от анализируемых фаз (17^0 – 90^0). Физическое уширение выделялось методом аппроксимации. Фиксировались линии (110) и (221) альфа – фазы железа, для которых модули упругости одинаковы и, следовательно, анизотропия кристаллов сказывается на уширении одинаковым образом.

На поверхности образцов обработанным потоком частиц, фиксировались соединения железа с материалом порошка. С удалением от контактной поверхности линии, отвечающие за материал частиц, исчезали. Показано, что физическое уширение линии (110) и (221) зависит не только от расстояния до поверхности контакта, но и от материала микрочастиц при одинаковых параметрах потока.

1. Ушеренко С.М. Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов. Монография. Минск : НИИ ИП, 1998, 208 с.
2. Кирсанов Р.Г., Кривченко А.Л., Петров Е.В., Исаев Д.В. Изменения структуры инструментальных сталей при обработке потоком частиц вольфрама. Физика и химия обработки материалов. 2008, №6, С.46-50.

ПОВЕДЕНИЕ МАЛОУГЛОВЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В ПОЛЕ ВНУТРЕННИХ И ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ (КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ)

Мацокин Д. В., Пахомова И. Н., Мацокин В. П.

Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина, Харьков, Украина,
matsokin@univer.kharkov.ua

Экспериментальные трудности изучения дислокационной динамики в области высоких температур, когда дислокации, имеющие краевую компоненту вектора Бюргерса, могут не только скользить, но и диффузионно переползать, связаны с тем, что практически невозможно in situ наблюдать кинетику развития и перестройки ансамблей дислокаций, за исключением электронно-микроскопических исследований в тонких пленках. Сложность теоретического описания поведения неупорядоченной системы большого числа взаимодействующих между собой дислокаций очевидна. В связи с этим в теоретическом материаловедении в последние годы все более широко применяются методы компьютерного моделирования различных процессов в дискретном ансамбле дефектов, позволяющие установить существенные детали их взаимодействия.

В докладе представлены результаты компьютерного моделирования некоторых процессов высокотемпературной эволюции ансамблей дислокаций, когда любая дислокация находится в поле напряжений всех остальных дислокаций, и ансамбль преобразуется в конфигурации с меньшей внутренней энергией. В основу двумерной модели были заложены: начальные координаты каждой прямолинейной дислокации, известные компоненты тензора напряжений, шаг по времени $\Delta\tau$. Предполагая, что между временем τ и $\tau+\Delta\tau$ дислокации движутся равномерно со скоростями, которые определяются напряжениями, действующими в момент времени τ, через время $\Delta\tau$ получаем новое распределение дислокаций. Параметр $\Delta\tau$ выбирается так, чтобы за этот промежуток времени смещения дислокаций x_{max} не превышали 0.1 расстояния между дислокациями.

Для апробации модели и определения ее адекватности реальной эволюции дислокационных ансамблей вначале был рассмотрен процесс полигонизации для кристаллов с решеткой типа NaCl (LiF, NaCl), для которых хорошо известны параметры (напряжение Пайерлса, зависимость скорости скольжения индивидуальных дислокаций от уровня напряжений, коэффициенты диффузии), необходимые для количественного сравнения результатов моделирования с достаточно полно экспериментально изученными дислокационными структурами [1]. При моделировании высокотемпературного преобразования одиночных линий скольжения и полос скольжения в малоугловые границы наблюдалась кинетика взаимодействия дисклинационных диполей (строящихся незавершенных границ) с одиночными дислокациями. Установлено, что виды дислокационных структур, сформированные за определенное время, соответствуют экспериментально наблюдаемым. Проведенное моделирование позволило установить возможные стабильные в отсутствие напряжений конфигурации асимметричных участков, определить минимальный уровень напряжений, необходимый для их разрушения, выяснить роль переползания дислокаций в процессе разрушения границ.

1. V.P.Matsokin // *Functional Materials*.- 2001.- V.8, N 4.P.694-707.

МОДИФИКАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК8, Т14К8 И ФАЗЫ TiN МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА ТВЕРДЫЙ СПЛАВ Т15К6, РЕНТГЕНОВСКИМ ОБЛУЧЕНИЕМ

Коршунов А. Б. [1)] **, Костенкова Т. П.** [2}] **, Аникин В. Н.** [3)] **, Семенов В. Н.** [4)]

[1)] *НИИ механики МГУ имени М.В.Ломоносова, г. Москва, РОССИЯ*
[2}] *ГТУ (МИСиС), г. Москва, РОССИЯ*
[3)] *ВНИИТС, г. Москва, РОССИЯ*
[4)] *ОАО НПОЭнергомаш, г. Химки, РОССИЯ*

Методом рентгеновской дифрактометрии исследована субструктура твердых сплавов ВК8, Т14К8 и фазы TiN многослойного износостойкого покрытия состава TiC-Ti(C,N)–TiN, нанесенного на твердый сплав Т15К6. Использовались характеристические излучения CuKa , NiKa и CoKa .

Показано, что в сплаве ВК8 микродеформации фазы WC пропорциональны содержанию b -Co в сплаве, причем они значительно выше для характеристического излучения CuKa , чем для характеристического излучения CoKa . В фазе b -Co наблюдается та же зависимость.

В сплаве Т14К8 в фазе WC микродеформации также максимальны при съемке на характеристическом излучении CuKa , а минимальны на характеристическом излучении CoKa . В фазе TiC, как правило, наблюдаются только микродеформации и имеет место то же соотношение для воздействия излучений CuKa и CoKa .

В фазе TiN многослойных износостойких покрытий наблюдается обратная картина: микродеформации TiN максимальны при использовании излучения CoKa и минимальны при использовании излучения CuKa .

Во всех случаях использование характеристического излучения NiKa приводит к промежуточным значениям микродеформаций.

Предложен механизм эффекта, основанный на учете энергий отдачи, приобретаемых атомами при испускании ими фотоэлектронов.

В твердых сплавах с кобальтовой цементирующей связкой характеристическое излучение CoKa не может ионизировать К-оболочку кобальта. Передача энергии рентгеновского характеристического излучения фазе WC осуществляется не непосредственно, а через посредство кобальтовой связки. Поэтому в случае характеристического излучения CoKa передача энергии фазе WC минимальна. Все линии характеристического излучения, обусловленные ионизацией К-оболочку медного антикатода, способны ионизировать К-оболочки кобальта и энергия, передаваемая фазе WC при этом максимальна.

В случаях фазы TiC в твердом сплаве Т14К8 и фазы TiN в износостойких покрытиях все характеристические излучения CoKa , NiKa и CuKa могут ионизировать К-оболочку титана. Энергии рентгеновских линий «кобальтового» излучения наиболее близки к потенциалу ионизации К-уровня титана, поэтому вероятность ионизации в этом случае максимальна и максимальна энергия, передаваемая фазам TiC и TiN непосредственно. В твердом сплаве Т14К8 фазе TiC энергия передается еще и от кобальтовой связки, а в покрытиях этот второй «поставщик» энергии отсутствует, чем объясняются различные зависимости значений микродеформаций от рода характеристического излучения.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ СПЕЧЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЗЯЩЕГО ТОКОСЪЁМА

Фадин В. В., Алеутдинова М. И., Мельников А. Г.

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

Электрическая энергия, введённая в трибосистему, приводит к появлению вторичных структур (ВС), от свойств которых зависит износостойкость [1]. ВС должны иметь высокую сдвиговую неустойчивость, а также должны обладать высокими электропроводностью и пластичностью. Износостойкость зависит также от фазового состава и способа изготовления. Трение с токосъёмом в скользящих электроконтактах осуществляется, как правило, при плотности тока до 50 А/см2. Однако существует практическая потребность создания материалов, реализующих длительный скользящий электроконтакт при плотности тока более 100 А/см2. В качестве модельного материала удобно выбрать композит на основе переработанной стали ШХ15 [2]. Определение износостойкости этого композита, полученного разными способами представляет научный и практический интерес.

Целью настоящей работы является определение износостойкости и вольтамперной характеристики зоны трения модельного композита на основе переработанной стали ШХ15, полученного свободным спеканием и горячим прессованием, а также металлографическое изучение их структуры.

Композиты имели состав Cu+10об.%графит+10об.%Me+60об.%ШХ15, где Me – Ti, или Pb, или Ni; ШХ15 - сталь ШХ15, переработанная из шлифовального шлама. Образцы спекали в вакууме при температуре 1100оС в течение 2 часов. Горячее прессование проведено при температуре 1130ºС при давлении 37 МПа в течение 20 мин. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токосъема без смазки со скоростью скольжения 5 м/с при давлении 0,13 МПа на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения “вал-колодка”. Путь трения составлял не менее 9 км. Протекание электротока через трибоконтакт обеспечено подачей переменного напряжения (50 Гц).

Показано, что спечённый композит, содержащий свинец в шихте, имеет невысокие механические свойства вследствие испарения свинца при спекании и непригоден для испытаний на износ. Горячепрессованный композит, содержащий свинец, имеет вполне удовлетворительные характеристики трения, но слабые механические свойства из-за высокой пористости. Титан при спекании и горячем прессовании ослабляет межфазное взаимодействие на границе медь-железо и поэтому имеет невысокие механические и трибологические свойства. Введение никеля при горячем прессовании и спекании приводит к появлению ГЦК-решётки железа, но композиты в целом имеют удовлетворительные механические и триботехнические характеристики. Наиболее высокие свойства имеют композиты без добавок свинца, никеля или титана.

Можно отметить, что изменение фазового состава путём введения никеля, или свинца, или титана не приводит к увеличению триботехнических свойств. Применение горячего прессования не позволяет заметно уменьшить пористость.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 06-08-00775-а, проекта 3.6.1.2 программы 3.6.1 фундаментальных исследований СО РАН.

1. И.М. Федорченко. Порошковая металлургия.1979, № 4, С.53-66
2. В.В.Фадин, М.И.Алеутдинова. Трение и износ. 2007, Т.28, №4.-С.381-387.

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА НЕОДНОРОДНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ В СОСТОЯНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ

Трякина Н. Ю., Пояркова Е. В., Кривобокова Е. С.

Орский гуманитарно-технологический институт, Орск, Россия,
nadiamtm@yandex.ru

Рассматривались сварные соединения сталей (в исходном состоянии и после эксплуатации) различных структурных классов – перлитной стали 12Х1МФ и аустенитной 12Х18Н10Т, как однородные, так и разнородные. Для сварных соединений стали 12Х1МФ в различных сочетаниях использовались электроды марки ЦЛ 39, для однородных сварных соединений аустенитной стали – ЦТ 15 (аустенитной композиции), для разнородных – электроды марки ЭА 395/9. Выбор электрода для получения сварных соединений основывался на соблюдении главных требований – исключение образования горячих трещин в процессе сварки, локальных разрушений и снижения коррозионной стойкости.

Оценка структурной неоднородности сварных соединений проводилась с помощью металлографической, а также электронной микроскопии, изменение характера распределения легирующих элементов в зоне сплавления – с помощью энергодисперсионного микроанализатора. Механическую неоднородность по сечению сварного соединения проводили путем измерения твердости и микротвердости. Также проводился рентгеноструктурный анализ изменений периода решетки, макро- и микронапряжений в зоне сплавления.

Сварные соединения сталей 12Х1МФ и 12Х18Н10Т характеризуются неоднородностью структуры, причем сталь 12Х1МФ – в большей степени. Это связано со значительной упрочняемостью Cr – Mo – V сталей в процессе сварки и последующей термической обработки и их повышенной склонностью к разупрочнению в тонкой прослойке в зоне термического влияния. Наличие скоплений карбидов по границам зерен в сталях исследуемых сварных соединений, выделившихся в процессе эксплуатации, обусловливает развитие микроповреждаемости, особенно в зоне термического влияния, в которой процессы деградации структуры протекают наиболее интенсивно.

Для однородных сварных соединений сталей как перлитного, так и аустенитного классов характерно симметричное распределение твердости относительно центра шва. При этом твердость металла шва, как правило, оказывалась выше твердости основного металла, т. е. металл шва играл роль упрочненной прослойки. Коэффициент прочности металла шва во всех случаях находился в пределах 1,22 – 1,37 (определялся как отношение твердости металла шва к твердости основного металла). Такой коэффициент прочности обеспечивает увеличенный срок службы трубопроводов и существенно повышает работоспособность сварных соединений при повышенных температурах.

В разнородных сварных соединениях аустенитной и перлитной сталей вблизи линии сплавления со стороны стали 12Х1МФ наблюдалось повышение твердости, связанное с появлением кристаллизационной прослойки, относительный коэффициент упрочнения которой составил от 4 до 14 % (при допустимом уровне менее 10 %).

Рентгеноструктурный анализ показал неоднородное распределение микронапряжений по сечению всех сварных соединений, что связано с особенностями строения различных зон сварного соединения и влиянием тепловых условий сварки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКАЛИНООБРАЗОВАНИЯ ЖАРОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Приймак Е. Ю., Грызунов В. И.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ГОУ ОГУ,
elena-pijjmak@yandex.ru

Газовая коррозия сплавов представляет сложный и многостадийный кристаллохимический процесс, который изучен еще недостаточно. Воздействие воздуха на нагретый металл вызывает образование пленки продуктов реакции между элементами, входящими в состав металла, и адсорбируемым кислородом из газовой среды.

Окисление стали происходит при двух одновременно протекающих процессах: диффузии кислорода от поверхности к внутренним слоям металла и встречной диффузии металла через слой окалины на ее наружную поверхность.

Металлографические исследования, проведенные с помощью сканирующего электронного микроскопа «JEOL» JSM – 6460LV фирмы «OXFORD Instruments» показали, что окалина, образующаяся на стали 12Х18Н10Т при высокотемпературном нагреве, имеет сложное строение и неравномерна по сечению образцов. Кроме того, внешнее окисление сопровождается внутренним окислением, в результате чего под окалиной появляются участки в виде цепочек из окислов по границам зерен, уходящих вглубь металла. С увеличением температуры структура окалины претерпевает изменения. Наиболее однородная структура наблюдается после окисления при 600 °С. Далее, выше этой температуры состав окалины становится неоднородным по толщине, что приводит к появлению слоев разного состава. При температуре нагрева 1000 °С фронт окисления становится более неравномерным и на поверхности металла в некоторых местах наблюдаются отдельные сплошные окисные массивы.

Наружная часть окалины состоит из трех слоев как на железе: внешний слой гематит Fe_2O_3, затем магнетит Fe_3O_4 и далее вюстит FeO. За слоем вюстита образуется внутренний слой, прилегающий к металлу и состоящий из шпинели сложного состава, вюстита и окиси хрома. На рис. 1 приведена микроструктура внутреннего слоя окалины, образованной на стали при 800 °С.

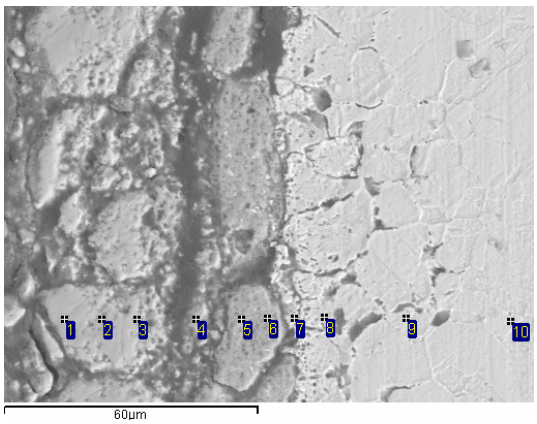


Рис.1.

Согласно полученным данным спектрального анализа, по сечению окисного слоя вблизи поверхности металла обнаруживается некий градиент концентраций реагирующих веществ. Железо растворяется в окалине и диффундирует наружу. Диффузия хрома и никеля из поверхностных слоев и образование вследствие этого шпинели приводит к некоторому обеднению поверхности металла этими элементами. Таким образом, можно предположить, что на начальной стадии окисления реакция на поверхности идет как реакция первого порядка, и кислород одновременно реагирует с Fe, Ni и Cr, образуя соединения Fe_3O_4, $NiCr_2O_4$ и Cr_2O_3. Эти реакции идут одновременно, но с различными скоростями. Впоследствии процесс окисления осуществляется за счет подвода атомов железа, никеля, хрома, диффузионная подвижность которых на порядок выше. Имеет место реактивная диффузия, в результате которой появляются отдельные слои: $FeNiCr_2O_4$; FeO; $Fe_3O_4 + Fe_2O_3$.

АНАЛИЗ СОСТАВА И ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В РАЗЛИЧНЫХ ЗОНАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Пояркова Е. В., Кузеев И. Р., Трякина Н. Ю., Диньмухаметова Л. С.

Орский Гуманитарно-технологический институт, Орск, Россия,
yarko.e@mail.ru
Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Неметаллические включения значительно снижают долговечность стали и изготовленных из нее сварных соединений, причем влияние на свойства стали определяется их составом, размерами и расположением в матрице.

Металлографическим методом проведено исследование неметаллических включений в различных зонах однородных и разнородных сварных соединений, выполненных из конструкционных сталей обыкновенного качества, качественных, низколегированных, а также хромоникелевых аустенитных сталей. Данные спектрального анализа получены с помощью сканирующего электронного микроанализатора JEOL JSM – 6460 LV. Наиболее часто в исследуемых сварных соединения наблюдались включения:

- оксидного типа, в основном – глинозем Al_2O_3, FeO-MnO и феррованадиевая шпинель $FeO{\cdot}V_2O_3$;
- силикатного типа – соединения сложного состава, содержащие SiO_2,
- сульфидного типа, представляющие собой твердый раствор FeS в MnS

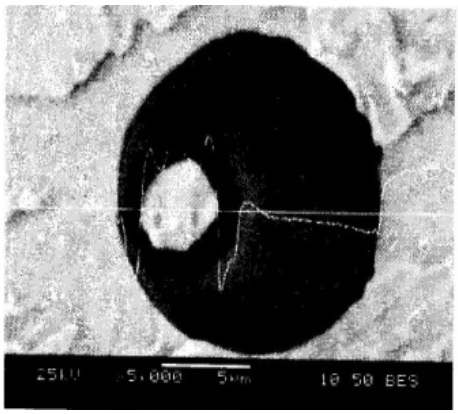


Рис.1. Неметаллическое включение сложного типа

Кроме того, обнаружены дефекты сварных швов в виде неметаллических включений сложного типа. На рис.1 изображена топографическая карта, показывающая сложную композицию химических веществ – сульфид, заключенный в округлой формы оксиде типа FeO-MnO, имеющий силикатную оболочку линзообразной формы.

В ходе спектрального анализа неметаллических включений были выявлены следующие закономерности:

- присутствие окислов в основном металле сварных соединений наблюдалось только у углеродистых конструкционных сталей ввиду попадания в сталь частиц огнеупоров, шлака и других загрязнений. У низколегированных сталей оксидные включения наблюдались лишь в центре сварного шва, так как были внесены в сварочную ванну извне;

- включения силикатного типа у легированных сталей располагаются вдоль линии сплавления, а у сталей обыкновенного качества – в центре шва. Чем выше класс прочности стали, тем меньший размер имеют подобные включения. У однородных сварных соединений сталей обыкновенного качества размеры силикатных включений от точечных до крупных глобулей, и чем крупнее включения глобулярного типа, тем выше процентное содержание в массовом эквиваленте кремния и марганца и ниже содержание железа.

- включения сульфидного типа встречаются только в соединениях «черных» металлов, исключительно в основном металле: у сталей обыкновенного качества вытянуты строчечно в направлении прокатки, а у качественных – расположены хаотично.

Установлено, что разного рода неметаллические включения могут отлагаться по границам зерен во всех зонах сварных соединений, ухудшая их структуру, и снижая тем самым физико-механические свойства.

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ДЕГРАДАЦИЮ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ

Кузеев И. Р., Пояркова Е. В., Диньмухаметова Л. С., Трякина Н. Ю.

Орский Гуманитарно-технологический институт, Орск, Россия,
yarko.e@mail.ru
Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет, Уфа, Россия

В качестве объектов исследования были выбраны образцы разнородных сварных соединений (СС) из сталей 09Г2ФБ (класса прочности К56) и 17Г1СУ (класса прочности К 52), являющихся основным штрипсовым материалом для изготовления нефте- и газопроводов; характерной особенностью которых является наличие мягких прослоек. Сварные образцы, изготовленные из листового проката электродуговой сваркой, подвергались малоцикловому усталостному нагружению. В ходе испытаний установлено число циклов, приводящих к разрушению СС – $N_р$ = 2500, выявлена наиболее опасная зона - ЗТВ менее прочного металла, а также произведен анализ влияния уровня накопленных повреждений (испытывали на уровнях 0,2; 0,4; 0,6 и 0,8 N_i/N_p) на характер изменения механических свойств и структуры на разных масштабных уровнях по зонам СС.

В ходе проведенных исследований выявлено, что изменение значений прочностных характеристик по зонам разнородного сварного соединения носит сложный характер вследствие их структурной и механической неоднородности, причем наименьшие значения этих характеристик соответствуют ЗТВ металла более низкого класса прочности. По мере накопления усталостных повреждений характер распределения механической прочности изменяется, причем в зависимости от уровня поврежденности наблюдается как циклическое упрочнение, так и разупрочнение различных, и в особенности гетерогенных, зон СС, что наглядно представлено на рис.1.

Данным исследованием подтверждается, что изменения свойств под действием внешних нагрузок являются следствием деградации структуры СС в условиях накопления повреждений. В результате деформации происходит значительное искажение кристаллической решетки (эффекты уширения линий), сопровождаемое возникновением микронапряжений, в свою очередь влекущих изменение плотности дислокаций. Как показали исследования, величина и характер изменения плотности дислокаций по длине рабочей зоны СС также зависят от количества циклов нагружения, что демонстрирует рис. 2.

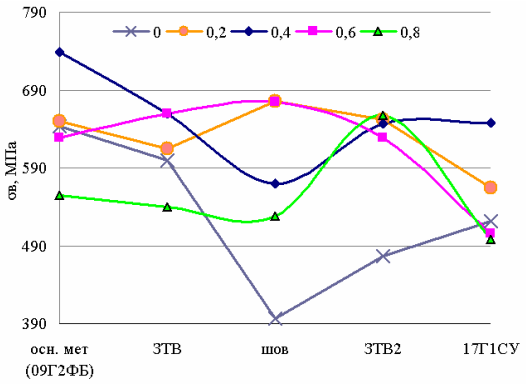


Рис.1. Распределение значения временного сопротивления по сечению разнородного СС при накоплении повреждений

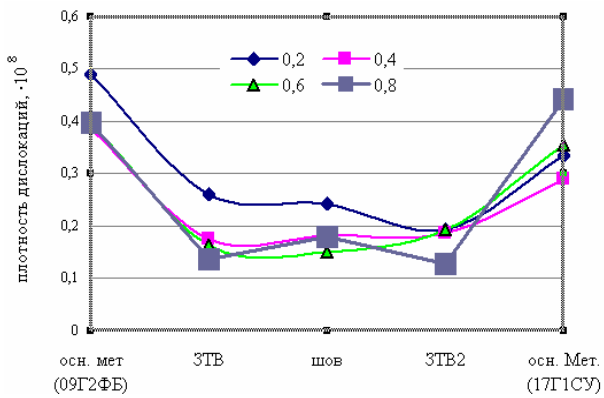


Рис.2. Характер изменения плотности дислокаций по зонам разнородных сварных соединений в зависимости от числа циклов

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ЗАДЕМПФИРОВАННОСТИ

Белошапка В. Я., Семенова Е. С., Платков В. Я.*

Бердянский государственный педуниверситет, Украина
belvj@ukr.net
** Харьковский национальный экономический университет, Украина*
platkov@vk.kharkov.ua

Предложенная Гранато и Люкке [1] и обобщенная Роджером теория дислокационного амплитудно-зависимого внутреннего трения оказывается справедливой только для случая квазистатического гистерезиса. Анализ энергетических потерь в этих теориях проведен для случая незадемпфированного движения дислокационной петли (ДП), когда динамические эффекты незначительны, чтобы существенно повлиять на дислокационный гистерезис (ДГ). Анализ влияния уровня задемпфированности на амплитудно-зависимый ДГ, выполненный в [2,3], свидетельствует, что с ростом уровня задемпфированности характер ДГ качественно изменяется от квазистатического к динамическому. Динамический гистерезис в этих работах был изучен для модели Келера-Гранато-Люкке, в которой дислокация взаимодействует только с одним рядом (линейным массивом) слабых центров закрепления.

В связи с этим в данной работе изучались численными методами дислокационные неупругие явления при различных уровнях задемпфированности при наличии в плоскости скольжения планарного массива слабых центров закрепления. Последние располагались в плоскости скольжения случайным образом и преодолевались безактивационно. Методика определения динамических характеристик ДП, внутреннего трения и дефекта модуля упругости приведена в [3]. Анализ проводился в широком диапазоне частот внешнего напряжения ω (от нуля до 10^8 Гц) и коэффициента демпфирования $B = 10^{-8} \div 10^{-4}$ Н$\cdot$с$\cdot$м$^{-2}$, охватывающем интервал значений этих параметров в экспериментах по внутреннему трению. Степень задемпфированности дислокационной петли L оценивалась величиной $L^2 / L_d{}^2$, где $L_d = 2\sqrt{C / B \cdot \omega}$ – характеристическая длина демпфирования, C – линейное натяжение дислокации. При различных уровнях задемпфированности изучались зависимости: формы ДП, средней дислокационной деформации, мощности, рассеиваемой ДП, от времени и внешнего напряжения.

Установлены критические значения уровня задемпфированности, соответствующие квазистатическому, динамическому и переходному характеру ДГ. Изучена трансформация формы петли ДГ, обусловленная ростом степени задемпфированности. Установлена зависимость сдвига фазы среднего смещения ДП по отношению к фазе внешнего напряжения от уровня задемпфированности. При переходе в область динамического гистерезиса центральная часть ДП существенно отстает по фазе от участков дислокации, примыкающих к узлам жесткой фиксации. При этом отношение декремента внутреннего трения к дефекту модуля упругости оказывается чувствительным к уровню задемпфированности ДП. Изучена зависимость этого отношения от уровня задемфированности при различных значениях амплитуд внешнего напряжения.

1. Granato A. V., Lucke K., J. Appl. Phys., 27, 583, (1956).
2. Рощупкин А. М., Платков В. Я., ФНТ, 7, 1201, (1981).
3. Белошапка В. Я., Гурьянов В. Г., Платков В. Я., ФНТ, 28, 294, (2000).

ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СЛОИСТЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Ганеева А. А., Круглов А. А., Лутфуллин Р. Я.

Учреждение Российской академии наук
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
aigul-05@mail.ru

Одним из перспективных новых классов металлических материалов являются слоистые композиционные материалы. Создавая определенное сочетание слоев, можно управлять характером разрушения материала в процессе эксплуатации и тем самым повышать конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом [1, 2]. Перспективным методом получения слоистых полуфабрикатов является сварка давлением в условиях сверхпластичности листовых заготовок

В данной работе изучена микроструктура и ударная вязкость слоистых полуфабрикатов.

Материалом для изготовления слоистых полуфабрикатов явились листовые заготовки толщиной 0,8 мм из двухфазного титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с исходной микро- и нанокристаллической (МК и НК) структурой со средним размером зерен 3 и 0,2 мкм.

В работы были изготовлены слоистые полуфабрикаты 1, 2 и 3 путем предварительной сборки листовых заготовок в пакет и их последующим твердофазным соединением. Сварку давлением осуществляли в электрической печи ОКБ-8086 в вакууме 2×10^{-3} Па. Полуфабрикат 1 состоял из листовых заготовок с различным типом структуры (МК и НК), которые при сборке в пакет чередовали. Полуфабрикат 2 и 3 состоял из листовых заготовок с одним типом структуры (МК), при этом при сборке в пакет листовые заготовки, составляющие полуфабрикат 3, располагали одну относительно другой так, чтобы направления прокатки (НП) в них не совпадали.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Nikon L150, растровом электронном микроскопе JXA-6400 и просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000 EX.

Для определения ударной вязкости использовали образцы Менаже (тип *3* по ГОСТ 9454-78, ударная вязкость *KCU*, МДж/м^2) надрез *U*-образный, с радиусом концентратора R = 1 мм.

При микроструктурных исследованиях в зонах твердофазных соединений полуфабрикатов выявлено наличие как отдельных, так и цепочек пор. Установлено, что ударная вязкость исследуемых слоистых полуфабрикатов почти в 3 раза превышает ударную вязкость монолитного материала. Важным преимуществом полуфабрикатов 1 и 3 является изотропия ударной вязкости в продольном и поперечном направлениях.

1. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. Пер. С англ. М.: Машиностроение, 1978, с. 49-110.
2. Соколовская Е.М, Гузей Л.С. Физикохимия композитных материалов. М.: МГУ, 1978, 255 с.

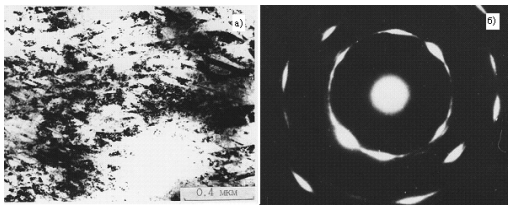
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЛИТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ МНОГОКРАТНОЙ ПРОКАТКЕ

Лесюк Е. А.

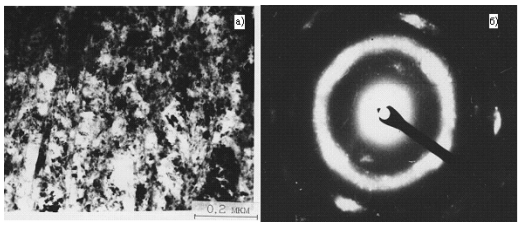
ЭПИ МИСиС, г. Электросталь, Россия,
elena-lesyuk@yandex.ru

Прокатка представляет собой наиболее универсальный способ деформации для изучения закономерностей изменения структурно-фазового состояния и физико-механических свойств в зависимости от степени деформации. С другой стороны, прокатка является широко распространенным методом технологической обработки материалов, и изучение этих закономерностей при прокатке и последующих отжигах, позволило выбрать технологические режимы обработки с целью формирования оптимальных эксплуатационных свойств никелида титана [1].

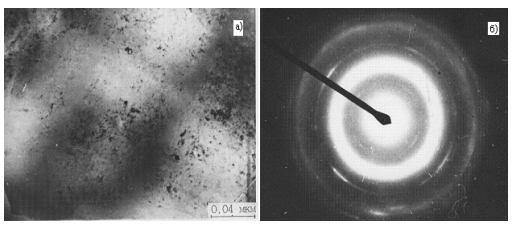
Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что при деформации прокаткой на 10–40% происходят незначительные изменения в структуре, четкие границы между макрофрагментами сохраняются (рис.1, а). Пластическая деформация со степенью деформации порядка 50% приводит к резкому диспергированию структуры, характерной особенностью которой является наличие двух фазовых состояний никелида титана – мартенситного и аустенитного (рис. 1, б). Структура имеет неоднородность трех типов: ряды частиц чешуйчатой фазы; дорожки, в которых дисперсность структуры столь высока, что практически не проявляются их границы; большие округлые частицы Ti_2Ni, их размер и концентрация такие же, как и в отожженном материале.



а)



б)



в)

Рис. 1. Структура никелида титана после деформации прокаткой на 25% (а) (×75000), на 50% (б) (×130000), на 90% (в) (×500000) и электронограммы с этих участков.

Пластическая деформация со степенью 80–90 % приводит к формированию структуры, в которой частицы моноклинного мартенсита размером 5–15 нм вкраплены в высокодисперсную аустенитную матрицу, состоящую из элементов структуры размером порядка 3 нм (рис. 1, в). Структура сильнодеформированного сплава $TiNi$ соответствует одному из частных случаев аморфного состояния – микрокристаллическому, причем это малоизученная группа рентгеноаморфных материалов. Некоторые исследователи относят ее к классу квазиаморфных.

1. Алехин В. П., Лесюк Е. А., Галкина Е. Г. Технология получения тонких лент высокопрочного наноструктурного никелида титана методом прокатки. // Технология металлов.–2008.– № 5.–С. 16-18.

О ПРИРОДЕ СВЕРХТВЕРДОСТИ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN

Мошков[1] В. Ю., Коротаев[2] А. Д., Пинжин[1] Ю. П., Овчинников[1] С. В.

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*
moshkov_v@mail.ru
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*

Важнейшими задачами разработки новых, в том числе сверхтвердых покрытий, является, во-первых, выяснение возможностей и технологических методов управления структурой покрытий, во-вторых, снижение требований к чистоте сверхтвердых покрытий по газовым примесям (в частности, кислорода) и снижение стоимости технологии получения [1, 2].

Работа посвящена изучению термической стабильности и дефектной микроструктуры нанозерен нанокомпозитных (нанофазных) сверхтвердых покрытий на примере покрытий Ti-Si-B-O-C-N, полученных магнетронным методом с одновременной бомбардировкой низкоэнергетическими ионами азота при температуре напыления 400 ºС двух составов: Ti – 39.2 ат. %, Si – 5.0 ат. %, B – 6.7 ат. %, O – 5.6 ат. %, C – 4.7 ат. %, N – 38.8 ат. %. и Ti – 46.0 ат. %, Si – 0.4 ат. %, B – 0.6 ат. %, O – 7.0 ат. %, C – 3.0 ат. %, N – 43.0 ат. %.

Изучение характерных особенностей тонкой микроструктуры полученных покрытий проводили методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием разработанного в нашем коллективе способа количественной оценки локальных внутренних напряжений и кривизны-кручения кристаллической решетки [3].

Обнаружено что, в зависимости от состава напыленных покрытий обнаруживается типа структуры, а именно двухуровневая и нанокристаллическая. Предполагается, что они формируются разными механизмами роста пленки, механизмом столбчатого роста кристаллов с аксиальной текстурой и высокими локальными напряжениями и механизмом непрерывного зарождения равноосных нанокристаллов при котором обнаруживается структура с размером зерна порядка (10 ÷ 20) нм и отсутствием текстуры.

Независимо от типа микроструктуры твердость полученных покрытий остается стабильной до температуры 1000°С.

Развиты представления о том, что сверхтвердость исследуемых покрытий определяется не столько размером зерна, сколько степенью дефектности и стабильности субструктуры в объеме субмикро- и нанозерен в сочетании с высокой до 30 % объемной долей рентгено-аморфных фаз.

Снижение требования к чистоте покрытий по примесям упрощает технологию, так что наиболее перспективными сверхтвердыми покрытиями должны быть многоэлементные покрытия.

1. Veprek Stan, Veprek-Heijman Maritza G.J., Karvankova Pavla, Procharka Jan Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. // Thin Solid Films. 2005 v. 476 – p. 1-29
2. Veprek S. The search for novel, superhard materials. // Journal of Vacuum Science & Technology. v. 17, No. 5, Sep/Oct 1999 – p. 2401-2420
3. Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Коротаев А. Д., Третьяк М. В., Исламгалиев Р. К., Валиев Р. З. Электронно-микроскопические исследования границ зерен в ультрамелкозернистом никеле, полученном интенсивной пластической деформацией. ФММ, том 86, 1998,- вып. 6.

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОЙ СТОЙКОСТИ ПРЕГРАД И КОНСТРУКЦИЙ

Азанова Я. В., Ерохин Г. А., Горельский В. А., Хорев И. Е.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, г. Томск, Россия, khorev@main.tusur.ru

Приводятся результаты численного моделирования высокоскоростного соударения разномасштабных твёрдых тел из металлов и сплавов в диапазоне скоростей встречи 1–5 км/с.

Для математического описания поведения различных конструкционных материалов при ударных нагрузках используется широкодиапазонная модель сжимаемого, непрерывно повреждаемого твердого тела.

В общем случае разработанная физико-математическая модель тел при ударном взаимодействии описывается сжимаемой упругопластической средой, поведение которой при динамических нагрузках характеризуется уравнением состояния, модулем сдвига, динамическим пределом текучести и константами кинетической модели разрушения, описывающей развитие и эволюцию микроповреждений, которые непрерывно изменяют свойства материала и вызывают релаксацию напряжений[1]. Моделирование откольного и сдвигового разрушений твердых тел осуществлялось, исходя из представления о непрерывной мере разрушения, в качестве которой выбран удельный объем пор или трещин [2]. Константы кинетической модели большинства металлов и сплавов находились путем решения обратных задач по согласованию экспериментального и расчетного профиля откольного импульса при соударении пластин или нагружения пластины взрывом [3]. В общем случае модель учитывает влияние зарождение и дальнейшее развитие микроповреждений, эволюцию пор, сжатие, температурные эффекты.

Сравнение с экспериментальными данными показано, что кинетическая модель динамического разрушения конструкционных материалов совместно с уравнением состояния твердых тел при экстремальных условиях качественно и количественно описывает динамику развития лицевого, тыльного разрушения и множественный откол при внедрении в комбинированные мишени ударников различной формы. Произведен компьютерный анализ ряд простейших конструкций для защиты от компактных и удлиненных техногенных осколков с различной формой головной части в сравнении с аналогичным экспериментом [4].

Изучены особенности разрушения различных ударников на преградах монолитных, экранированных и разнесённых.

В процессе численного моделирования высокоскоростных ударных явлений изучены физические особенности деформирования и разрушения ударников и мишеней в области скоростей встречи 1 – 5 км/с, где влияние плотности, прочности, температуры, формы головной части ударников, расположение преград в конструкции являются определяющими и взаимовлияющими, что приводит в итоге к различным вязко – откольно – сдвиговым механизмам пробивания мишеней в различных диапазонах скоростей.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 06-01-96920 р_офи) и РНП ВШ (рег. № 2.1.1/4147).

1. Хорев И.Е., Горельский В.А., ДАН, 1983, т.271, №3, с.623-626}
2. Хорев И.Е., Горельский В.А., Югов Н.Т. ДАН, 1985, т.283, №3, с.612-615}
3. Хорев И.Е. Химическая физика, 2002, т.21, №9, с.17-21}
4. Ерохин Г.А., Толкачёв В.Ф., Хорев И.Е. Космические исследования, 2007, т. 45, №2, с. 183 – 188.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Ширманов Н. А.

Ульяновский государственный технический университет, г.Ульяновск, Россия
pas-shirmanov@yandex.ru

Исследование процесса изнашивания РИ с покрытием показало, что причиной разрушения покрытия является образование трещин на контактных площадках инструмента вследствие склонности режущей части РИ к упруго-пластическим деформациям, а также недостаточно высокая трещиностойкость покрытия и прочность его адгезионной связи с инструментальной основой (ИО). Поэтому исследование указанных причин, приводящих к образованию трещин и разрушению покрытия, является актуальной задачей.

Износостойкие ионно-плазменные покрытия наносили на установке “Булат–6Т” на твердосплавные пластины группы ВК. Структурные исследования образцов с покрытиями и остаточных макронапряжений в покрытии проводили методами рентгеновской дифрактометрии на установке “ДРОН – 3М” с использованием фильтрованного Cu Kα–излучения в режиме пошаговой съёмки. Микротвёрдость покрытий H_μ измеряли с использованием пирамиды Кнупа на микротвердомере Mitutoyo HM-112. Исследование модуля упругости E и упругого восстановления R проводили с помощью нанотвердомера Nano-Hardness Tester, CSEM. Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой оценивали методом вдавливания алмазного конического индентора с использованием твердомера ТК-2М и при царапании на приборе Revetest, CSM Instrument. Работоспособность РИ с покрытием определяли по интенсивности изнашивания J при точении конструкционной малолегированной стали 30ХГСА, без СОЖ. Исследовали твердосплавные пластины ВК6М с однослойными покрытиями на основе (Ti,Si)N, легированных Zr, Al, Cr и Ta, а также углеродом, и сравнивали с РИ с покрытием TiN.

Проведённые исследования показали, что наличие легирующих элементов в износостойких покрытиях на основе TiN приводит к повышению их физико-механических свойств. Изменение периода кристаллической решётки и полуширины рентгеновской линии β_{111} , характеризующей уровень дефектности покрытия, свидетельствует о микродеформации кристаллической решётки, вызванной твёрдорастворным упрочнением (введением в решётку TiN атомов легирующих элементов) и упрочнением микроструктурными барьерами, связанной со слоистостью покрытий (которая образуется при последовательном прохождении образцов мимо катодов, легированных указанными выше элементами). Очевидно, что покрытия сложного состава (легированные двумя и, тем более, тремя металлами и углеродом) имеют более высокие физико-механические свойства, о чём и свидетельствует величина микротвёрдости H_μ и остаточных макронапряжений σ_o, которые формируют и упругопластические характеристики покрытий (E и R), и адгезионно-прочностные свойства композиции “покрытие – ИО”. Все указанные изменения механических и адгезионно-прочностных свойств покрытий свидетельствуют о получении высокопрочных покрытий, способных существенным образом замедлить процесс трещинообразования и разрушения РИ с покрытием. Естественно, это не может не сказаться положительно на работоспособности РИ при резании конструкционной малолегированной стали, и позволяет снизить интенсивность изнашивания в 1,8–3,5 раза по сравнению с РИ с покрытием TiN.

СВОЙСТВА И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Ширманов Н. А., Толубаев Н. Ю., Парфёнов А. В.

Ульяновский государственный технический университет, г.Ульяновск, Россия
pas-shirmanov@yandex.ru

Упрочнение рабочих поверхностей режущего инструмента (РИ) износостойкими ионно-плазменными покрытиями – важнейшее направление в современной металлообработке. Строение и свойства данных покрытий, особенно наноструктурированных, могут значительно отличаться от соответствующих свойств инструментального материала, что позволяет сдерживать процессы трещинообразования и разрушения контактных площадок РИ, а также влиять на характеристики процесса резания в различных условиях металлообработки.

Исследование причин, приводящих к образованию трещин и разрушению износостойкого покрытия, а именно: исследование структуры, физико-механических свойств покрытий, а также адгезионно-прочностных свойств композиции “покрытие–инструментальная основа (ИО)” во взаимосвязи с изнашиванием РИ с покрытием, является актуальной задачей.

Износостойкие наноструктурированные покрытия (размер зёрен, измеренный рентгенографически, составляет 35–54 нм) наносили на установке “Булат–6Т” на твердосплавные пластины группы ВК. Структурные исследования образцов с покрытиями и остаточных макронапряжений в покрытии проводили методами рентгеновской дифрактометрии на установке “ДРОН – 3М” с использованием фильтрованного Cu Kα–излучения в режиме пошаговой съемки. Микротвёрдость покрытий H_μ измеряли с использованием пирамиды Кнупа на микротвердомере Mitutoyo HM-112. Исследование модуля упругости E и упругого восстановления R проводили с помощью нанотвердомера Nano-Hardness Tester, CSEM. Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой оценивали методом вдавливания алмазного конического индентора с использованием твердомера ТК-2М, а также при царапании на приборе Revetest, CSM Instrument. Работоспособность РИ с покрытием определяли по интенсивности изнашивания J при точении конструкционной малолегированной стали 30ХГСА и нержавеющей стали 12Х18Н10Т, без СОЖ. Исследовали твердосплавные пластины ВК6М с однослойными типовыми покрытиями TiN и (Ti,Zr)N, а также наноструктурированными покрытиями (Ti,Si)N, легированных Zr, Al, Cr , Ta и углеродом.

Проведёнными исследованиями было установлено, что наличие легирующих элементов в износостойких покрытиях на основе TiN приводит к существенному повышению их физико-механических свойств, о чём свиде-тельствует и величина микротвёрдости H_μ, и остаточных макронапряжений σ_o, которые формируют упругопластические характеристики покрытий (E и R) и адгезионно-прочностные свойства композиции “покрытие – ИО”. Также было установлено, что динамика образования трещин на РИ с покрытием зависит от состава и свойств осаждаемого покрытия. Нанесение наноструктурированных покрытий значительно снижает упруго-пластическую деформацию режущего клина РИ, при этом в большей степени это обеспечивают покрытия сложного состава. Наибольшая работоспособность при точении сталей различных групп обрабатываемости также характерна для РИ с покрытиями сложного состава, что связано с их высокими физико-механическими свойствами, высоким уровнем сжимающих остаточных напряжений и наличием в них микрослоистости.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ SiO_2

[1] Баринов С. М., Кирюшина В. В., Левшанов В. С., Фетисов В. С., Веревка В. Г.

ФГУП «ОНПП «Технология», г. Обнинск,
valentinkakvv@mail.ru
[1] ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

В работе представлены результаты исследования замедленного разрушения и прогнозирования долговечности керамических материалов на основе SiO_2, используемых при производстве головных радиопрозрачных обтекателей ракет: кварцевой керамики НИАСИТ, литийалюмосиликатной стеклокерамики ОТМ 357 и стеклокерамики ОТМ 357 после ионообменного упрочнения – ОТМ 357У.

Изделия из конструкционной керамики при эксплуатации подвержены замедленному разрушению при уровне приложенных напряжений ниже уровня прочности материала. Поэтому для установления надежной эксплуатации изделий из конструкционной керамики необходимо учитывать это снижение прочности, т.е. прогнозировать долговечность.

Долговечность (время до разрушения t_f) керамического материала определяется скоростью субкритического подрастания трещин из существующих структурных дефектов до критического размера. Величиной, характеризующей чувствительность материала к субкритическому подрастанию трещины, является показатель степени n в кинетическом уравнении трещиностойкости[1]

$$V = AK_I^n,$$

где V – скорость распространения трещины; K_I – коэффициент интенсивности напряжений; A – постоянная, зависящая от свойств материала.

С использованием значений n, параметров распределения Вейбулла m и σ_0 и критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} прогнозируют предельные сроки эксплуатации и допустимые рабочие напряжения, применяя *SPT*- и *STP*-диаграммы (напряжение S – вероятность P – время до разрушения T) [1].

Исследуемые материалы испытывали на замедленное разрушение методом динамической усталости: нагружение образцов размером 7×7×60 (мм) производили в условиях трехточечного изгиба на жесткой испытательной машине UTS-100 Testesysteme GmbH в интервале скоростей перемещения траверсы δ от 0,01 до 10 мм/мин в ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН. Образцы для определения m, σ_0 и K_{IC} испытывали в ФГУП «ОНПП «Технология» по стандартным методикам.

В табл. 1 приведены полученные в результате обработки результатов экспериментов значения m, σ_0, средние значения прочности материалов $\bar{\sigma}_c$, K_{IC}, константы усталости n и B, характеризующие процесс докритического роста трещины исследованных материалов.

Судя по полученным значениям параметра n, из рассмотренных материалов НИАСИТ наиболее устойчив к замедленному разрушению. Также следует отметить, что ионообменное упрочнение существенно повышает эту устойчивость: для ОТМ 357 n = 28,6, для ОТМ 357У – 51,6.

На рис. 1(А, Б) представлены *STP*- и *SPT*-диаграммы для НИАСИТ, ОТМ 357 и ОТМ 357У, построенные с использованием приведенных в табл. 1 параметров этих материалов.

[1] Чем больше значение n, тем в большей степени материал устойчив к замедленному разрушению.

Таблица 1. Параметры материалов

Материал	m	σ_0, МПа	$\bar{\sigma}_c$, МПа	K_{IC}, МПа·м$^{-1/2}$	n	B
НИАСИТ	11	49	47	0,87	65,7	1,74E+06
ОТМ 357	10	67	64	1,34	28,6	4,83E+01
ОТМ 357У	9	80	76	2,79	51,6	6,83E+01

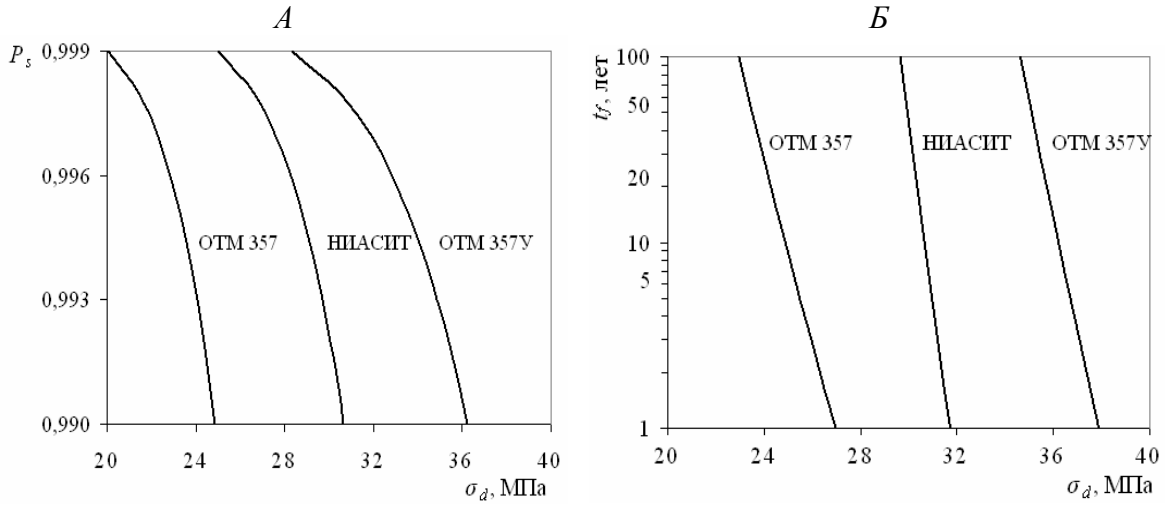


Рис. 1. Диаграммы долговечности для материалов НИАСИТ, ОТМ 357 и ОТМ 357У ($\sigma_d = \dot{\sigma} t_f$, $\dot{\sigma}$ – скорость изменения напряжений): *А – SPT*-диаграммы при долговечности t_f = 10 лет; *Б – STP*-диаграммы при вероятности безотказной работы P_s = 0,99

Из анализа диаграмм длительной прочности следует:

1. Максимально допустимые эксплуатационные напряжения σ_d для срока службы не менее 10 лет при вероятности безотказной работы P_s = 0,999 составляют для материалов НИАСИТ, ОТМ 357 и ОТМ 357У соответственно 25, 20 и 28 МПа, т.е. НИАСИТ по уровню σ_d занимает промежуточное положение между ОТМ 357 и ОТМ 357У. В тоже время по отношению к прочности рассматриваемых материалов эти напряжения уменьшились соответственно на 47, 69 и 63% (рис. 1А), что свидетельствует о большой устойчивости к замедленному разрушению материала НИАСИТ и о том, что упрочнение стеклокерамики повышает эту устойчивость.

2. Максимальные допустимые эксплуатационные напряжения при P_s = 0,99 и сроке службы не менее 20 лет составляют для материалов НИАСИТ, ОТМ 357 и ОТМ 357У 30, 24 и 36 МПа, но по отношению к $\bar{\sigma}_c$ этих материалов НИАСИТ демонстрирует большую устойчивость к замедленному разрушению: σ_d уменьшается на 35% по сравнению с 62 и52% для ОТМ 357 и ОТМ 357У (рис. 1Б).

Таким образом, полученные результаты позволяют оценить долговечность керамических материалов НИАСИТ, ОТМ 357 и ОТМ 357У и определить допустимую нагрузку с учетом докритического роста трещин в процессе их эксплуатации.

1. Баринов С. М., Шевченко В. Я. Прочность технической керамики. – М.: Наука, 1996. – 159 с.

ИЗУЧЕНИЕ РЕЛАКСАЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ С СМК СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ ИЗМЕРЕНИЯ ОСТАТОЧНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ

Корзникова Е. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия,
helenne@yandex.ru

В последние 2 десятилетия появилось много методов получения нанокристаллических структур: это электроосаждение, конденсация в атмосфере инертного газа, шаровой размол и интенсивная пластическая деформация (ИПД). В сравнении с другими методами, последний метод не всегда позволял получить наименьший размер зерна, однако только в результате ИПД можно получить массивные беспористые материалы с ультрамелкозернистой равномерно распределенной по всему объему структурой без посторонних примесей [1].

Деформацию сдвигом проводили под высоким (4 ГПа) гидростатическим давлением до степени деформации $\gamma = 55$, где $\gamma = r\varphi /d$, r – радиус образца, d – его толщина и φ – угол поворота наковальни, рад. На полученных образцах проводили изохронные отжиги длительностью 10минут в диапазоне температур 50-400 градусов, с интервалом в 25 градусов. Измерения проводили при температуре 4К для того, чтобы исключить вклад тепловых колебаний в электросопротивление.

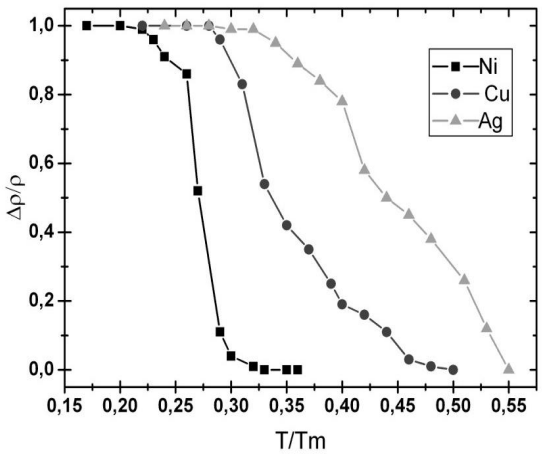


Рис.1. Изменение остаточного электросопротивления после изохронных отжигов Ni, Cu и Ag деформированных кручением под давлением 4 ГПа

Результаты измерений представлены на рис.1. Видно, что на кривых зависимости сопротивления от температуры отжига можно выделить 3 стадии. Для никеля первая стадия – это плавное снижение сопротивления в интервале температур 0,2-0,23 T_m , вторая – резкое падение величины при температуре 0,23-0,3 T_m и третья – выше 0,3 T_m, когда величина электросопротивления меняется слабо. На кривой падения сопротивления для меди на первой стадии снижения сопротивления не происходит, вторая имеет место при температуре 0,3 T_m , и третья стадия начинается с 0,4 T_m . Аналогичный характер имеет изохрона сопротивления для Ag. Первую стадию связывают с уменьшением внутренних напряжений, отжигом точечных дефектов, вторую – рекристаллизацией и началом роста зерен, третью – с интенсивным ростом зерен. Тот факт, что в Cu и Ag первая стадия не связана с каким-либо падением электросопротивления, говорит о том, что релаксация внутренних напряжений и аннигиляция точечных дефектов в этих металлах происходит уже при комнатной температуре. Смещение кривых падения сопротивления в сторону более высоких гомологических температур для Cu и Ag можно объяснить более низким уровнем энергии дефекта упаковки.

Таким образом, анализ изохрон отжига позволяет косвенно судить о аннигиляции дефектов в ИПД металлах в процессе отжига.

1. Gleiter H. // Nanostr. Mater. –1995. – V.6. – P. 3-14.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ Zr–2,5%Nb, ПОДВЕРГНУТОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Хасанова Г. Ф., Сафаров И. М., Хисамов Р. Х., Мулюков Р. Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
guzelechka-86@mail.ru

Одним из наиболее перспективных методов получения субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структуры является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Однако большинство исследований процессов формирования СМК и НК структуры при ИПД посвящено деформации металлов и сплавов с простым фазовым составом. При этом влияние ИПД на фазовые превращения, свойства и эволюцию структуры в сплавах, имеющих сложный фазовый состав, остается до сих пор мало изученным. В частности, практически не исследовалось влияние ИПД на процессы формирования НК структуры в сплавах переходных металлов, таких как Zr и Nb, широко применяемых в атомной энергетике.

В соответствии с этим, было исследовано влияние ИПД на структурно-фазовые процессы и формирование НК структуры в сплаве Zr–2,5%Nb. Деформирование образцов сплава проводилось кручением под квазигидростатическим давлением на наковальнях Бриджмена.

Показано, что после ИПД в сплаве Zr–2,5%Nb формируется фрагментированная структура с размером кристаллитов менее 0,1 мкм. Исследована эволюция структуры и фазового состава в процессе ИПД. Установлено, что в процессе ИПД в сплаве появляются неравновесные фазы, например, α-фаза трансформируется в ω-фазу.

Была исследована термостабильность НК структуры, полученной ИПД. Показано, что процесс рекристаллизации начинается при температурах выше 350 °С. В ходе рекристаллизации фрагментированная структура трансформируется в зеренную. Установлено, что при этом одновременно идет обратное фазовое превращение α – ω. При отжиге при 400 °С во всем объеме формируется НК структура с размером зерен около 0,2 мкм.

Установлена корреляция микротвердости с эволюцией структуры в процессе ИПД и последующего отжига. При отжиге 350 °С наблюдается резкое повышение микротвердости до максимальных значений. Показано, что повышение микротвердости обусловлено протекающими при этой температуре фазовыми процессами. Дальнейшее увеличение температуры отжига приводит к росту зерен и к снижению микротвердости вплоть до значений, характерных для крупнозернистого состояния сплава.

В работе проанализировано влияние исходного фазового состояния циркониевого сплава на эволюцию структуры и фазовые превращения при ИПД. Также анализируется особенности фазовых превращений в деформированном и отожженном НК состояниях сплава. Рассматривается влияние характера фазовых процессов на аномальное поведение микротвердости в процессе отжига деформированного сплава.

ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ ОТЖИГАХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ИНВАРНОГО СПЛАВА Fe–36%Ni

Шарипов И. З. [1], Мулюков Р. Р. [2], Биткулов И. Х. [2]

[1]*Уфимский государственный авиационный технический университет*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
ilgizsh@mail.ru

Железоникелевый сплав Fe–36%Ni, открытый более века назад и названный инваром, является широко используемым сплавом с аномально малым коэффициентом теплового расширения. Многие существующие теории связывают такую аномалию с ферромагнитными свойствами инвара. С другой стороны, известно, что формирование нанокристаллической структуры может приводить к качественному изменению свойств материала. В связи с этим представляется интересным изучение магнитных свойств инварного сплава с нанокристаллической структурой.

В данной работе исследована температурная зависимость намагниченности насыщения инварного сплава Fe–36%Ni с нанокристаллической структурой, а также кинетика её изменения в процессе отжигов. Нанокристаллическая структура была получена методом интенсивной пластической деформации на наковальнях Бриджмена. Структура сплава после деформации состоит из фрагментов размером менее 100 нм. В процессе отжигов структура эволюционирует, границы фрагментов становятся более тонкими и четкими, и после отжига при температуре 500 ^{o}C размер зерен увеличивается до 260 нм.

В крупнокристаллическом состоянии температура Кюри этого сплава составляет 260 ^{o}C. В результате формирования нанокристаллической структуры появляется ферромагнитная фаза с высокой температурой Кюри, около 500 ^{o}C. Сделано предположение, что этой фазой является интерметаллидная фаза $FeNi_3$. Судя по величине намагниченности, в процессе отжига содержание интерметаллидной фазы в образце изменяется. Причём, при температурах отжига ниже 420 ^{o}C количество высокотемпературной фазы течение отжига возрастает, а при отжигах в интервале от 430 ^{o}C до 500 ^{o}C – намагниченность убывает. Величина высокотемпературной намагниченности достигает максимума после отжига при 420 ^{o}C и в 5 раз превышает исходную величину намагниченности, измеренную сразу после деформации. После отжига при 500 ^{o}C величина намагниченности снижается до значения близкого к первоначальному.

Проведенные измерения микротвердости показали, что при отжиге при температурах от 225 ^{o}C до 380 ^{o}C микротвердость возрастает, при 380 ^{o}C – достигает максимума и при температурах от 430 ^{o}C до 800 ^{o}C убывает. Увеличение твердости после отжигов в интервале температур от 225 ^{o}C до 380 ^{o}C, коррелирует с результатами магнитометрических измерений, и, по-видимому, также указывает на выделение интерметаллидной фазы при отжигах.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Макаров А. В., Саврай Р. А., Поздеева Н. А., Малыгина И. Ю., Коршунов Л. Г.

ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
makarov@imach.uran.ru
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В работе исследовано влияние упрочняющей фрикционной обработки скользящим твердосплавным индентором на химический состав и шероховатость поверхности, структуру, распределение микротвердости и плотности дислокаций по глубине поверхностного слоя, а также закономерности деформирования и разрушения при циклическом растяжении отожженной стали Ст3 (0,17 мас.%С). Показано, что сталь после фрикционной обработки характеризуется наличием сильного градиента твердости и плотности дислокаций в поверхностном слое толщиной 5 мкм при общей глубине деформирования 70-80 мкм. С использованием сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что упрочнение стали (максимально до 4,25 ГПа) обусловлено сильным диспергированием ферритной основы (с формированием фрагментов альфа-фазы минимальным размером 100 нм) и перлитных колоний (с дроблением и частичным растворением цементитных пластин) в результате интенсивной деформации трением и не связано с переносом на поверхность стали отдельных частиц твердого сплава. Фрикционная упрочняющая обработка не снижает циклическую прочность стали в области малоцикловой усталости. Экспериментально обосновано, что фрикционная обработка способствует более равномерному пластическому течению материала в области малых деформаций не только при статическом, но и при циклическом нагружении [1]. Это проявляется в развитии пластической деформации не за счет фронтального распространения единичной полосы Людерса-Чернова (как в неупрочненном материале), а путем образования множества полос локализованной деформации. Установленная способность упрочненного фрикционной обработкой поверхностного слоя к дополнительному значительному упрочнению (до 5,6-5,9 ГПа) на начальных этапах циклического деформирования свидетельствует о сохранении у рассматриваемого слоя некоторого запаса пластичности. Изучены закономерности растрескивания (разрушения и, соответственно, разупрочнения) подвергнутого фрикционной обработке поверхностного слоя при дальнейшем увеличении накопленной деформации при жестком нагружении (с поддержанием постоянной амплитуды деформации в каждом цикле). Показано, что рассматриваемый процесс подобен растрескиванию тонкого «покрытия» по адгезионно-когезионному механизму с образованием квазипериодических поперечных трещин, а также продольных трещин. Образование поперечных трещин в упрочненном поверхностном слое сопровождается возникновением мощных изгибающих моментов, которые, в свою очередь, вызывают дальнейшее растрескивание и, в конечном итоге, фрагментацию поверхностного слоя и отслаивание фрагментов.

Работа выполнена при поддержке проекта «Ресурс пластичности и конструкционной прочности металличесикх материалов, наноструктурированных методами интенсивной пластической деформации» по программе Президиума РАН №11, гранта РФФИ 07-08-00279_а и гранта НШ-643.2008.3.

1. Макаров А.В., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Поздеева Н.А. Физика и химия обработки материалов, 2009, №1, с.92-102.

ПОВЫШЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ И ТЕПЛОСТОЙКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА ПРИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ ФРИКЦИОННОЙОБРАБОТКОЙ

Макаров А. В., Поздеева Н. А., Малыгина И. Ю.

ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
makarov@imach.uran.ru

Фрикционная обработка является эффективным способом наноструктурирования поверхностных слоев практически любых металлических материалов, включая термоупрочненные стали [1, 2]. Разработан комбинированный способ обработки стальных изделий [3], включающий объемную или лазерную закалку с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения и возможным последующим отпуском, обеспечивающий повышение твердости, теплостойкости, износостойкости и основанный на создании в поверхностных слоях деформационно состаренного нанокристаллического мартенсита. Показано, что с увеличением концентрации углерода в закаленных углеродистых сталях в интервале 0,38-1,35 мас.% прочность нанокристаллических структур трения (НКСТ) возрастает, однако эффект повышения теплостойкости снижается [2]. Целью настоящей работы явилось расширение представлений о влиянии углерода, в частности, его более низких концентраций (0,003-0,20 % С), на микротвердость и закономерности термического разупрочнения НКСТ железоуглеродистых сплавов.

Карбонильное железо (0,003 % С), армко-железо (0,042 % С) и сталь 20 (0,20 % С) подвергали лазерной закалке с оплавлением поверхности, а сталь 20ХН3А (0,20 % С; 0,68 % Cr; 2,9 % Ni; 0,14 % Mo) – объемной закалке от 850°С в масло. Фрикционное нагружение осуществляли в среде аргона инденторами из микролита (Al_2O_3) и твердого сплава (ВК-8), а также в одноименных парах. Установлено, что микротвердость НКСТ достигает 5-6 ГПа у чистого железа, 5-7 ГПа – у армко-железа и 8,5-9,4 ГПа – у низкоуглеродистых сталей. При этом повышенная твердость НКСТ не связана с формированием твердых растворов кислорода в железе или с переносом материала контртела: на поверхностях трения не обнаружено заметного повышения концентрации кислорода, а размеры отдельных частиц Al_2O_3 или W-Co сплава не превышают нескольких микрон. У карбонильного железа более высокая твердость НКСТ по сравнению с твердостью закаленного недеформированного состояния сохраняется в диапазоне температур часового отпуска 100-600°С, у армко-железа – при нагреве до 550°С, у стали 20ХН3А – до 500°С, у стали 20 – до 450°С. Хром повышает теплостойкость НКСТ низкоуглеродистой стали при температурах 450-600°С вследствие тормозящего влияния на процессы возврата в α-фазе и роста частиц цементита при нагреве НКСТ.

Работа выполнена при поддержке междисциплинарного проекта ИМАШ УрО РАН и ИФМ УрО РАН, гранта РФФИ 07-08-00279_а и гранта НШ-643.2008.3.

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки. Трение и износ, 2003, т. 24, № 3, 301-306.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой. МиТОМ, 2007, № 3, 57-62.
3. Патент 2194773 (Россия). Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Изобретения. Полезные модели. 2002, № 35.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕПЛОНАГРУЖЕННОСТИ ДИСКОВЫХ ТОРМОЗОВ АВТОТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

Сергиенко В. П., Целуев М. Ю., Купреев А. В.

ГНУ Институт механики металлополимерных систем имени В.А. Белого НАНБ, г. Гомель, Беларусь,
sergienko_vp@mail.ru

Повышение нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации автотранспортных средств требует создания новых высокоэффективных тормозных устройств. Основным критерием, предъявляемым к тормозным устройствам, является обеспечение заданного пути торможения в различных условиях эксплуатации. Перегрев тормозных устройств вследствие диссипации механической энергии на фрикционном контакте – одна из главных причин, приводящих к неконтролируемому увеличению тормозного пути, а зачастую и отказу тормозов автотранспортных средств. В связи с этим, совершенствование методик прогнозирования тепловой нагруженности пар трения тормозных устройств для обеспечения требований безопасности имеет большую актуальность.

В работе рассмотрены тепловые режимы работы многодискового тормоза колесного трактора мощностью 114 кВт при однократном и многократном торможении, а также при притормаживании транспортного средства на затяжном спуске с уклоном 10%. Динамика торможения транспортного средства массой 4000…8000 кг, движущегося со скоростью 20…50 км/ч, была определена путем решения соответствующего уравнения движения. Экспериментальные данные о коэффициенте трения в паре сталь – фрикционный материал с полимерной матрицей получены на машине трения СМТ-1. Температурные зависимости теплофизических свойств материалов пары трения определены на измерителе теплопроводности ИТ-λ-400 и теплоемкости ИТ-с-400. На основе закономерностей классической теории теплопроводности сформулирована краевая теплофизическая задача для данных режимов работы дискового тормоза и выполнено ее численное решение методом конечных элементов. Приведенный метод прогнозирования тепловой нагруженности дисковых тормозов, основанный на численном решении системы нелинейных уравнений теплопроводности, обладает более высокой точностью по сравнению с традиционными аналитическими методами.

В результате решения данной теплофизической задачи определены закономерности формирования нестационарного температурного поля на контактных поверхностях и в объеме трущихся твердых тел для заданных режимов эксплуатации реальной конструкции дискового тормоза. Получены зависимости максимальной температуры нагрева на контактой поверхности металлического контртела и фрикционного материала от нагрузочно-скоростных режимов эксплуатации транспортного средства. Показано, что наибольшая интенсивность теплообразования в паре трения происходит при движении транспортного средства в режиме притормаживания на затяжном спуске.

Разработаны методики прогнозирования критических режимов нагрузочно-скоростных условий эксплуатации транспортных средств, определения путей совершенствования конструкции дисковых тормозов, сформулированы требования к материалам пары трения дисковых тормозов для заданных режимов работы транспортных средств.

УСЛОВИЯ ПРОЩЕЛКИВАНИЯ АРКИ-ПОЛОСКИ К РАВНОВЕСНОМУ СОСТОЯНИЮ

[1]Бондарев В. А., [2]Хусаинов М. А., [1]Андреев В. А., [2]Петров Н. В.

[1] *Промышленный Центр «МАТЭКС», Москва.*
mateks@mateks.ru
[2] *Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого, В. Новгород.*
Mikhail.Khusainov@novsu.ru

В исследованиях использовались арки-полоски, изготовленные из сплава Ti-50,3ат%Ni с эффектом памяти формы. Прямоугольным пластинкам задавалась форма в виде арки с определенным радиусом кривизны. Жестко защемленная арка-полоска отжигалась при температуре 420°С в течение 1,5 часов для запоминания формы. Сдеформированная арка-полоска в мартенситном состоянии, зеркально исходному очертанию перестает быть устойчивой. Отогрев при нагрузке, превышающей критическую, приводит к потере устойчивости с восстановлением заданной формы скачком. Реализуется эффект прощелкивания.

Ранее нами было показано, что если концы арки-полоски находятся в неподвижных шарнирных опорах, то она практически не прощелкивает. Одним из важнейших условий прощелкивания арки с резким хлопком является возможность ее смещения вдоль оси. Способность к прощелкиванию возрастает при увеличении сопротивления к смещению одного из концов арки-полоски за счет упругого тела. В частности, использование винтовых пружин для подкрепления позволяет, согласованно с геометрическими размерами арки-полоски, реализовать условия прощелкивания с генерацией реактивных усилий различного уровня. В данной работе представлены результаты исследований эффекта прощелкивания при различных условиях жесткости подкрепления. Полученные данные могут быть использованы в практических целях, например, при создании термовыключателей в бытовой технике и промышленности.

ФОРМИРОВАНИЕ TWO-WAY ЭФФЕКТА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

[1]Хусаинов М. А., [2]Андреев В. А., [2]Бондарев А. Б., [1]Ларионов А. А.

[1] *Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого, В. Новгород.*
Mikhail.Khusainov@novsu.ru
[2] *Промышленный Центр «МАТЭКС», Москва.*
mateks@mateks.ru

Для формирования двухстороннего эффекта формы (two-way эффект) использовался способ термоциклировании под напряжением через интервалы мартенситных превращений B2↔R и B2↔B19’. Исследования выполнялись на проволочных образцах ∅ 0,4 мм при нескольких уровнях приложенных напряжений $\sigma<\sigma_ф$, $\sigma=\sigma_ф$, $\sigma_ф<\sigma<\sigma_т$ в условиях консольного изгиба и действии растягивающей нагрузки.

Показано, что эффект обратимого формоизменения выражен слабо при термоциклировании через переход B2↔R. Обратимая деформация не превышает 0,3% и стабилизируется на уровне 0,2%. Термоциклирование в полном интервале мартенситных превращений (МП) через B2↔B19’ при напряжениях равных пределу фазовой текуче-

сти и выше (1,2÷1,5) $\sigma_ф$ приводит к усилению эффекта обратимости деформации до 1,5÷2,0%. Одновременно с ростом деформации возврата наблюдается смещение температур МП с расширением гистерезиса превращения. Обращается внимание также на то, что при действии растягивающей нагрузки происходит направленное развитие мартенситных превращений. Это обстоятельство способствует стабилизации структуры сплава. Наведенная деформация на этапе волочения противоположного знака после теплосмен под нагрузкой $\sigma>\sigma_ф$ не проявляется. Полученные результаты использовались при создании термореле без контртела.

АТТЕСТАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СОЕДИНЕНИЙ TiX_2 (X = S, Se, Te)

Галиева Е. Г., Антонова О. В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Согласно кристаллохимическим представлениям, дихалькогенид титана представляет собою чередование гексагональных моноатомных слоёв титана и халькогена в последовательности: X-Ti-X-V-X-Ti-X. Их монокристаллы, выращенные методом газотранспортных реакций, обладают слоистой морфологией. В задачу настоящей работы входила кристаллогеометрическая аттестация дислокационной структуры этих кристаллов методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-200CX. Кристаллы росли в плоскости базиса и обладали гексагональной огранкой. Тонкие фольги готовили методом последовательного расщепления образцов при помощи липкой ленты. Степень совершенства и ориентировку кристаллов контролировали по методу Лауэ - тонкие фольги находились в монокристаллическом состоянии, а их плоскость совпадала с базисной. Дислокации наблюдались в фольгах TiS_2 и $TiSe_2$, тогда как в $TiTe_2$ они появлялись только после индентирования кристаллов, вблизи отпечатков индентора. Это указывает на их деформационное происхождение.

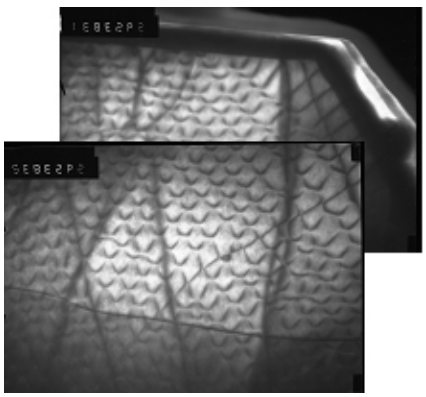


Рис. 1. Дислокации в кристалле $TiSe_2$

Дислокационная структура дихалькогенидов титана состоит из прямолинейных сегментов, ориентированных вдоль направления <100> (см. рис. 1), что типично для кристаллов с ГПУ-решеткой, независимо от типа межатомных связей. Интеркалирование матрицы $TiSe_2$ железом в пределах от 0,1 до 0,5 мольных % не приводит к изменению кристаллогеометрии дислокационной структуры. На основании полученных результатов сделаны следующие выводы: (1) несмотря на сложное строение, дислокационная структура дихалькогенидов титана соответствует геометрии ГПУ решетки; (2) напряжение, при котором возникают дислокации, увеличивается с ростом размера атома халькогена.

Работа поддержана. В рамках аналитическая ведомственная целевая программа Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы" (# 2.2.2.2/5579)

КРИТЕРИЙ ИНКУБАЦИОННОГО ВРЕМЕНИ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МАСШТАБНЫХ УРОВНЕЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ

Груздков А. А.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия,
gruzdkov@mail.ru

Подход, основанный на понятии инкубационного времени, оказался эффективным инструментом моделирования различных особенностей динамического разрушения сплошных сред [1, 2]. Основу подхода составляет явное введение в модель характерного времени релаксационных процессов в материале – инкубационного времени, которое является основной характеристикой динамической прочности материала. В рамках этого подхода в работе [3] был предложен, а затем успешно применялся [4], критерий текучести металлов справедливый как для быстрого, так и для медленного нагружения. В случае одноосного нагружения этот критерий имеет вид [1-4]:

$$\frac{1}{\tau}\cdot\int_{t-\tau}^{t}\left(\frac{\sigma(s)}{\sigma_Y}\right)^{\alpha} ds < 1, \qquad (1)$$

где σ_Y – статический предел текучести, τ – инкубационное время, α – безразмерный параметр, убывающий с ростом температуры.

Одно из основных ограничений критерия (1) заключается в использовании единственного времени релаксации. Это может помешать описать в рамках одной модели весь диапазон скоростей нагружения, а использование усредненных характеристик может затушевать особенности поведения материала в том или ином диапазоне длительности воздействия. В ряде случаев мы заведомо имеем дело с результирующим влиянием процессов, имеющих различные временные характеристики. Так, например, в [5] приводятся экспериментальные свидетельства о бимодальном характере релаксации напряжений при движении дислокаций в кристаллах для низких температур.

Предлагается вариант обобщения критерия (1) на случай произвольного спектра времен релаксации. Появляются возможности учесть многоуровневость процесса текучести, точнее описать текучесть в разных скоростных диапазонах, установить более тесные связи с физическими моделями.

1. Морозов Н.Ф., Петров Ю.В. Проблемы динамики разрушения твердых тел. СПб., изд-во СПбГУ, 1997, 132 с.
2. Петров Ю.В. Критерий инкубационного времени и импульсная прочность сплошных сред: разрушение, кавитация, электрический пробой // Доклады РАН т. 395, № 5, 2004, с. 621-625.
3. Груздков А.А., Петров Ю.В. О едином критерии текучести металлов при медленном и высокоскоростном нагружении // Труды 1-ой Всесоюзной конференции «Технологические проблемы прочности несущих конструкций». Запорожье, 1991, т. 1, часть 2, с. 378-383.
4. Gruzdkov A., Sitnikova E., Morozov N., Petrov Y. Thermal effect in dynamic yielding and fracture of metals and alloys // Mathematics and Mechanics of Solids Vol. 14, No 1-2, 2009, pp. 72-87.
5. Galligan J.M., Kim C.S., Briggs K., Gordon Y. Dislocation motion at low temperatures // Journal de Physique Colloques Vol. 49, C 3, 1988, pp. 673-676.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАССОПЕРЕНОСА И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Камашев А. В., Путилин В. А., Янковская Т. В.

СамГТУ, Самара, Россия,
physics@samgtu.ru

При воздействии на материалы лазерного излучения с плотностью мощности порядка 10^9 Вт/см^2 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.

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. Были проведены дюрометрические, 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.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ С НАНОРАЗМЕРНОЙ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ТРЕНИИ ПАРЫ МЕДЬ–ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ

Тарасов С. Ю., Колубаев А. В.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия,
tsy@ispms.tsc.ru

В последнее время возрос интерес к исследованию наноструктурных материалов, которые получают различными способами интенсивной пластической деформации. В этом смысле трение в условиях адгезионного взаимодействия является одним из самых интенсивных способов пластической деформации и быстрее всего приводит к наноструктурированию материалов в поверхностных слоях. Процесс наноструктурирования в материалах при их деформировании является темой фундаментальных исследований, и изучение его при трении помогает установить закономерности фрагментации материала и влияния на процесс изнашивания. Удобство изучения процесса наноструктурирования в данном случае состоит в том, что стадии деформации располагаются по глубине от поверхности и можно судить как о достигнутой степени деформации, так и о произошедших структурных изменениях.

При граничном трении на поверхностях контактирующих деталей всегда присутствует сильно деформированный материал с фрагментированной структурой. Толщина этого слоя определяется контактным напряжением и зависимостью предела текучести конкретного материала от температуры. В наших экспериментах мы наблюдали слои с наноразмерной зеренно-субзеренной структурой толщиной в доли миллиметра, которые образовались при переходе от нормального к катастрофическому виду изнашивания. Эти слои полностью состояли из наноразмерных кристаллитов исходного металла и не содержали примеси других фаз или частиц материала контртела, и, таким образом, не могли быть образованы в результате механического перемешивания материала.

Наиболее вероятной причиной является фрагментация материала при деформации в условиях фрикционного нагрева. В отличие от так называемых слоев перемешивания (mechanically mixed layers) которые формируются путем вытягивания неровностей и перемешивания частиц износа, рассматриваемые в нашем случае слои образуются в результате сдвига слоя материала под действием силы трения при превышении ею предела текучести. Этот процесс носит периодический характер, что обусловлено конкуренцией двух факторов - упрочнением материала при сдвиговой деформации и увеличением силы трения вследствие интенсивного адгезионного взамодействия в зоне контакта.

По нашему мнению, одним из наиболее подходящих механизмов образования наноструктурированного слоя на поверхностях трения является так называемый механизм потери устойчивости к сдвигу (shear instability) в результате термического разупрочнения.

Работа выполнена по проекту 3.6.1.2 Программы 3.6.1 фундаментальных исследований СО РАН и при поддержке РФФИ грант 06-08-00200-а.

ВЛИЯНИЕ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЁРЕН НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ «ПАРКЕТНЫХ» ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Лазаренко А. С.

Бердянский государственный педагогический университет, Бердянск, Украина,
an-lazar@yandex.ru

Рассмотрим пластическую деформацию «паркетного» поликристалла – то есть поликристалла, поперечный размер которого не превышает размера кристаллического зерна. Деформация происходит под действием одноосного механического напряжения. Выполняется условие $T \le 0,5T_{пл}$, где T – температура образца, $T_{пл}$ – температура плавления, что обеспечивает практическое отсутствие диффузионного массопереноса через объём зёрен поликристалла.

Таким образом, пластическая деформация осуществляется в основном за счёт консервативного скольжения решёточных дислокаций (РД). В процессе такого скольжения РД выходят на границы зёрен (ГЗ) и проходят в смежные зёрна поликристалла с образованием дислокации ориентационного несоответствия (ДОН) в ГЗ[1]. Накопление и взаимодействие ДОН в ГЗ приведёт к их перемещению по направлению к тройным стыкам (ТС) ГЗ с образованием стыкового концентратора напряжений дислокационного типа [2-4]. Перемещению ДОН и соответствующей подстройке структуры ГЗ способствует повышенная (по сравнению с объёмом зёрен) диффузионная проницаемость ГЗ.

Релаксация стыковых концентраторов напряжений приводит к образованию аккомодационных структур типа «факелов» дислокационных петель в объёме зёрен [5] и фасеток ГЗ вблизи ТС [6]. В результате подстройки структуры устанавливается режим пластической деформации, при котором процессы концентрации и релаксации напряжений в ТС ГЗ взаимно компенсируются.

В указанных предположениях расчет скорости относительной пластической деформации «паркетного» поликристалла даёт следующую зависимость:

$$\dot{\varepsilon} = \mu \frac{\upsilon(\sigma) b^2}{\sigma a d^2} \ln\left(\frac{d}{2\delta}\right),$$

где $\mu = \frac{E(3+\nu)}{32\pi(1-\nu^2)^2}$; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; $\upsilon(\sigma)$ – скорость консервативного скольжения РД; σ – внешнее одноосное напряжение; b – вектор Бюргерса РД; a – расстояние между плоскостями скольжения; d – характерный размер зерна поликристалла; δ – характерный поперечный размер канала ТС ГЗ.

1. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зёрен в металлах.-М.: Металлургия, 1980.161с.
2. Перевезенцев В.Н., Нербань М.Ю. Поверхность. Физика, химия, механика. №11, 116-122, (1983).
3. Рабухин В.Б. ФММ, т.55, вып.1, 178-183, (1983).
4. Рабухин В.Б. ФММ, т.61, вып.5, 996-1001, (1986).
5. Лазаренко А.С., Рабухин В.Б., Слёзов В.В. Металлофизика, №4, 40-46, (1991).
6. A.S. Lazarenko, I.M. Mikhailovskij, V.B. Rabukhin, O.A. Velikodnaya, *Acta metal. mater.* Vol. 43,No. 2, 639-643, (1995).

НЕЛОКАЛЬНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В КИНЕТИКЕ РАЗРУШЕНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЖИДКИХ АКТИВНЫХ СРЕД

Малкин А. И., Попов Д. А.

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

Хорошо известно, что развитие трещин в условиях взаимодействия твердого тела с адсорбционно- или коррозионно-активной средой имеет ряд специфичных особенностей. Кинетические диаграммы роста трещин при разрушении в активных средах, как правило, содержат участок с почти постоянной скоростью. Энергия активации на стадии стабильного роста обычно значительно меньше, чем на начальной стадии, а в некоторых случаях оказывается отрицательной. Важно, что скорость роста на этой стадии зависит, вообще говоря, от внешней нагрузки при кажущейся независимости от коэффициента интенсивности напряжений.

Такого рода особенности наблюдаются для множества пар «материал-среда». Примером может служить жидкометаллическое охрупчивание твердых металлов и разрушение силикатных материалов в водных растворах. Качественное сходство кинетических диаграмм в различных системах породило широко распространенное мнение, что общие черты обусловлены особенностями транспорта жидких активных сред. В связи с этим возникает вопрос о механизме, контролирующем скорость на стадии стабильного роста, и причине существования общих закономерностей.

Целью настоящей работы является количественная оценка роли нелокального гидродинамического взаимодействия «материал-среда» в кинетике роста трещин. На основе анализа экспериментально наблюдаемых закономерностей предложены самосогласованные модели роста поверхностных трещин. В рамках этих моделей феноменологическое описание процессов в вершине сопряжено с последовательным учетом гидродинамического течения внутри трещины. Проведено качественное и вычислительное исследование развития поверхностных трещин. Рассмотрены два основных механизма стабилизации роста: кавитационный механизм (зарождение и залечивание микронесплошностей в жидкости) и механизм понижения локальных напряжений в вершине трещины. Оба механизма обусловлены снижением давления в жидкости внутри растущей и раскрывающейся трещины. Для этих механизмов получены зависимости скорости роста трещины от коэффициента интенсивности напряжений и зависимости напряжения страгивания трещины от ее длины и скорости деформации.

Полученные результаты согласуются с имеющимися экспериментальными данными по жидкометаллическому охрупчиванию, коррозионному растрескиванию силикатов и разрушению горных пород в расплавах солей и водных растворах. Таким образом, учет нелокального взаимодействия дает разумное количественное объяснение некоторых общих закономерностей роста трещин в контакте с жидкими активными средами: наличия стадии стабильного роста, относительно низкой или отрицательной величине энергии активации на этой стадии, зависимости скорости стабильного роста от внешней нагрузки.

ВЛИЯНИЕ АЗИМУТАЛЬНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ И ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Голубовский Е. Р., Стадников А. Н., Петухов А. Н., Черкасова С. А.

ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва, Россия,
golubovskiy@ciam.ru

Представлены результаты экспериментального исследования сопротивления многоцикловой усталости монокристаллических плоских образцов из жаропрочного никелевого сплава ЖС30ВИ при температуре 900^0С в зависимости от азимутальной кристаллографической ориентации (КГО).

Монокристаллические специальные плоские образцы (L = 150мм, с рабочей частью 75×16×4мм) были изготовлены на СНТК им. Н.Д. Кузнецова. Продольная ось всех образцов совпадала с кристаллографическим направлением <001> (аксиальная ориентация). По азимутальной ориентации образцы были разделены на четыре партии. Первая партия образцов – азимутальная ориентация [010] имела значения 0^0 (в этом случае кристаллографическое направление [010] лежит в плоскости широкой поверхности рабочей части образца перпендикулярно аксиальной КГО). Вторая партия образцов – азимутальная ориентация имеет значение 15^0 (в этом случае между вектором [010] и плоскостью широкой поверхности рабочей части образца угол 15^0). Соответственно третья партия образцов – с азимутом 30^0 и четвёртая – с азимутом 45^0 (в этом случае кристаллографическое направление [110] лежит в плоскости широкой поверхности рабочей части образца перпендикулярно аксиальной КГО). Общее число образцов равнялось десяти, соответственно в каждой партии было по 2…3 образца.

В результате испытаний образцов на электродинамическом вибростенде типа УВЭ 10/5000 с печью радиационного нагрева при T = 900^0С и частоте f собственных колебаний по первой изгибной форме (f = 260–303 Гц) установлено, что разрушение при заданном уровне максимальных напряженийσ_{max} = 25кгс/мм^2 в цикле имело место при N = 0,80… ...13,24*10^6 циклов. При этом образцы с азимутальной ориентацией 15^0 имели максимальные значения числа циклов до разрушения. Однако все результаты испытаний лежат в интервале разброса числа циклов до разрушения (1-1.5 порядка), характерного для монокристаллических образцов литейных никелевых сплавов.

В результате металлографических и фрактографических исследований усталостных трещин в образцах после испытаний установлены особенности расположения очагов зарождения трещин, характера их развития и пространственной ориентации по отношению к аксиальной КГО.

Необходимо отметить, что трещины в образцах при различных азимутальных ориентировках развивались, как правило, по одной кристаллографической плоскости скола семейства (111).

Авторы признательны Генеральному конструктору Д.Г.Федорченко (СНТК им. Н.Д.Кузнецова) за помощь в организации работ по отливке монокристаллических заготовок из сплава ЖС30ВИ, их кристаллографической аттестации и изготовлении плоских образцов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 08-08-00142а)

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ С РАЗЛИЧНЫМ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫМ СОСТОЯНИЕМ

Гирсова С. Л., Полетика Т. М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
girs@ispms.tsc.ru

В настоящей работе методом электронной микроскопии проведено систематическое исследование эволюции микроструктуры при пластической деформации технических ГПУ-сплавов циркония систем Zr–Nb (Э110, Э635) и Zr–Sn (циркалой-2) с различными составом и типом упрочнения. Для сплавов Э110 (Zr-1% Nb) и Э635 (Zr – 1%Nb-1.3%Sn–0.4%Fe) характерно преимущественно дисперсное упрочнение частицами β-Nb, либо интерметаллидными частицами. Сплав циркалой-2 (Zr–1.2%Sn– 0.5%(Fe + Cr + Ni)–0.15%O) отличается повышенным содержанием кислорода, что обеспечивает эффективное твердорастворное упрочнение.

Проведена классификация дислокационных субструктур, наблюдаемых в исследуемых сплавах. Установлено, что эволюция дислокационной структуры развивается весьма неоднородно, что обусловлено, главным образом, анизотропией дислокационного скольжения в ГПУ циркониевых сплавах.

Показано, что особенностью пластической деформации сплавов системы Zr–Nb (Э110 и Э635) является присутствие с самого упругопластического перехода широкого спектра дислокационных субструктур (ДСС). При этом основной закономерностью является превращение ДСС с непрерывными разориентировками (разориентированные сетчатые) в ДСС с дискретными разориентировками (полосовая, фрагментированная). Несмотря на различие структурно-фазового состояния сплавов Э110 и Э635, можно выделить общую последовательность дислокационных превращений: хаотическое распределение дислокаций → неразориентированная сетчатая →разориентированная сетчатая → ячеисто-сетчатая → полосовая субструктура→ фрагментированная структура.

В сплаве циркалой -2 реализуется иная цепочка превращений: хаотическое распределение дислокаций → неразориентированная сетчатая →разориентированная сетчатая → полосы локализованной деформации → структуры с непрерывными и дискретными разориентировками. Эффективное твердорастворное упрочнения кислородом приводит к уменьшению вероятности поперечного скольжения к однородному распределению дислокаций по образцу; субграницы, характерные для двух предыдущих сплавов не формируются. Существует тенденция к локализации дислокационного скольжения в плоскостях призмы, образованию дислокационных диполей. Релаксация напряжений осуществляется путем коллективной перестройки дислокаций с формированием с формированием полос локализованной деформации, которые формируются преимущественно вдоль границ зерен, что способствует эффективной релакцации внутренних напряжений.

Обсуждается характер влияния хода эволюции дислокационной структуры на механические свойства сплавов циркония.

СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ - СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т. М., Гирсова С. Л., Пшеничников А. П.

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

В настоящей работе представлены результаты изучения колебательной неустойчивости макролокализации деформации, обнаруженного при растяжении анизотропных ГПУ- сплавов циркония. Это явление проявляется на макроуровне на параболической стадии кривой пластического течения циркониевых сплавов, которая аппроксимируется уравнением $s \sim e^n$ с рядом подстадий с дискретно уменьшающимся показателем параболичности n, и сопровождается периодическим накоплением деформации в ряде очагов устойчивой макролокализации, один из которых затем трансформируется в шейку.

Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследованы эволюция микроструктуры и закономерности изменения состояния α-твердого раствора Zr в процессе пластического течения материалов. Установлено, что особенностью деформации ГПУ - сплавов циркония на микроуровне является локальная неоднородность эволюции дислокационной структуры, что обусловлено неоднородностью полей внутренних напряжений, релаксация которых обеспечивается посредством активизации аккомодационного многосистемного скольжения в зернах, благоприятно ориентированных к призматическому скольжению. Установлено, что потеря устойчивости пластического течения при $n < 0{,}5$ развивается в условиях изменения состояния α-твердого раствора Zr, связанного с ростом концентрационной неоднородности и возникновением орторомбических искажений кристаллической решетки.

Установлена взаимосвязь характера пластического течения в режиме «упрочнение-разупрочнение» с цикличностью смены дислокационных субструктур в очаге макролокализации в процессе его трансформации в шейку. Циклический режим взаимных дислокационных превращений возникает при $n < 0{,}5$ и сопровождается колебательным изменением объемов, занимаемых различными дислокационными субструктурами. Так, с самого начала пластического течения разбиваются на фрагменты, далее фрагментированная структура оказывается неустойчивой и разрушается путем рассыпания малоугловых субграниц. С ростом общей деформации подобный цикл дислокационных превращений повторяется. Дислокационные перестройки сопровождаются колебательным изменением средней скалярной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки, что свидетельствует периодической релаксации внутренних напряжений в результате образования либо рассыпания малоугловых границ. Обсуждается роль кристаллографической ориентации зерен в формировании наблюдаемой структурной неустойчивости пластического течения сплавов циркония.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МАТЕРИАЛА НА КОНЦЕНТРАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ ТЕЛА В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Попов Н. Н.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,

ponick25@gmail.com

Различные твердые материалы и тела, встречающиеся в природе и используемые в технике, обладают определенной структурной неоднородностью. Структурная неоднородность материала существенно влияет на процесс деформирования и разрушения твердых тел, она вызывает ряд механических эффектов, которые не могут быть описаны в рамках классических феноменологических теорий. В последние годы появился ряд новых теорий, в которых в тот или иной мере учитывается структурная неоднородность материала. Общей чертой этих теорий является наличие дополнительных параметров, прямо или косвенно связанных с наличием структуры материала.

Одним из возможных подходов к исследованию процессов деформирования тел со структурной неоднородностью является вероятностно-статистический. Здесь за основу принимается классическая модель сплошной среды, при этом стохастичность вводится в обычные детерминированные определяющие уравнения посредством случайных функций, соответствующих механическим характеристикам среды.

Одним из механических эффектов, который не может быть изучен в рамках классических феноменологических теорий, является эффект пограничного слоя. Вблизи границы тела со структурной неоднородностью имеется пограничный слой, обладающий рядом специфических особенностей. В частности, на границе тела возникает концентрация напряжения, определяемая структурной неоднородностью материала, эта концентрация может достигать заметной величины.

Исследование краевого эффекта в условиях ползучести возможно на основе построения аналитического решения стохастической краевой задачи. Эта задача состоит из уравнений равновесия для напряжений, условия совместности деформаций, детерминированных граничных условий и определяющих соотношений ползучести, взятых в соответствии с нелинейной теорией вязкого течения в стохастической форме. Решение краевой задачи представлено в виде суммы двух рядов. Первый ряд задает решение вдали от границы тела без учета краевых эффектов, второй представляет собой решение в пограничной зоне, его члены быстро затухают по мере удаления от границы тела. По данной схеме решен класс краевых задач ползучести: всестороннее растяжение пластины с малым круговым отверстием, растяжение полосы, двухосное растяжение полуплоскости и полупространства. Получено, что в условиях ползучести концентрация напряжения на границе тела в два и более раза больше чем на бесконечности в зависимости от параметра нагружения и степени неоднородности материала. Показано, что разброс напряжений в поверхностном слое, ширина которого зависит от степени неоднородности материала, может быть намного больше, чем для глубинных слоев.

Работа выполнена по гранту РФФИ (проект № 07-01-00478-а)

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗУПРОЧНЯЮЩИХСЯ МИКРОНЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВАНИИ СТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ

Андреева Е. А

Самарский государственный технический университет, г.Самара, Россия,
andreyeva@kg.ru

Металлические материалы даже малого объема, с точки зрения механики микронеоднородных сред, представляют сложную статически неопределимую систему случайно ориентированных кристаллических зерен. Для описания механизмов формирования макродеформации ползучести и пластичности предложена структурная модель среды, представляющая совокупность гипотетических локальных элементов, наделенных свойством линейной упругости, идеальной пластичности и нелинейной вязкости. Введен энергетический критерий разрушения микрообъемов (локальных элементов). Разработана методика идентификации параметров модели.

Показано, что при одноосном деформировании (в режиме «жесткого» нагружения) ниспадающий участок диаграммы упругопластического деформирования, а также третья стадия на кривой ползучести, связаны с появлением и развитием зон микроразрушения локальных элементов.

Детальное исследование микронапряженного состояния на стадии разупрочнения материала при ползучести позволило выделить так называемую четвертую («лавинную») стадию ползучести, когда даже при микронапряжении ниже предела текучести, за счет разрушения локальных элементов и догружения неразрушенных элементов, начиная с некоторого момента в некоторых элементах микронапряжение начинает превышать микропредел текучести и на деформацию ползучести накладывается пластическое течение.

Качественно и количественно описан эффект Баушингера как на стадии упрочнения, так и пластического разупрочнения материала, при этом зависимость пределов текучести на сжатие (после предварительного растяжения) в целом имеет немонотонный характер. С точки зрения механики микронеоднородных сред эффект Баушингера – следствие полей мкронапряжений и микродеформаций, возникающих в процессах упругопластического деформирования и разгрузки, наличие которых при обычных (макроскопических) опытах на растяжение-сжатие выявлено быть не может. В этом плане на основании анализа структурной модели получен интересный результат. При всей видимой однородности макродеформаций и макронапряжений в испытываемом за пределом упругости (текучести) образце возникают пластические неоднородные микродеформации, которые при стандартных опытах не могут быть выявлены. Результаты расчетов по предложенной структурной модели показали, что на них тратится работа, сравнимая по величине с работой, затрачиваемой на упругие остаточные микродеформации, так, что в действительности из всей работы, затрачиваемой на пластическую деформацию, до 10% (в зависимости от уровня накопленной пластической деформации) должно быть отнесено на счет самоуравновешенных микронапряжений и соответствующих им микродеформаций. На это указывают и результаты экспериментальных исследований, выполненных Паниным В. Е. и Большаниной М. А. [1]. Выполнена обстоятельная проверка соответствия структурной модели экспериментальным данным.

1. Большанина М. А., Панин В. Е. Скрытая энергия деформаций// Исследования по физике твердого тела. Сб. статей. М.: Изд-во АНСССР, 1957. с. 193-324.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ПОДВЕРГНУТОГО КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКЕ

Маркушев М. В.[а], Ситдиков О. Ш.[а], Автократова Е. В.[а], Мочалова М. В.[б]

[а] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа Россия
[б] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа Россия
mvmark@imsp.da.ru, lena@imsp.da.ru

Методами оптической и электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа оценивали параметры зеренной структуры и вторых фаз листовых заготовок из промышленного сплава Д16 (Al–4,2%Cu–1,5%Mg) после криогенной прокатки и последующей термообработки. Сплав с исходной крупнозернистой структурой (размер зерна ~ 60x30 мкм) прокатывали с суммарной степенью деформации ~75% в изотермических условиях при температуре жидкого азота. Перед прокаткой заготовки закаливали, а после деформации отжигали в интервале температур от 20°С до 450°С.

Установлено, что криогенная деформация приводит к формированию микроструктуры, состоящей из вытянутых исходных зерен, фрагментированных полосами сдвига. Внутри зерен наблюдается высоко-дефектная дислокационная структура, состоящая из ячеек и областей с высокой плотностью решеточных дислокаций. Такая деформационная структура обладает микротвердостью до 160–180 Hv, которая практически не изменяется при последующих часовых отжигах вплоть до 200°С. Повышение температуры отжига до 300°С приводит к заметному снижению твердости с последующей стабилизацией ее значений в пределах 80–90 Hv.

Поведение прокатанного сплава при отжиге обсуждается в терминах структурных изменений матрицы сплава, вызванных протеканием статического возврата и непрерывной рекристаллизации, и изменениями его фазового состава. Так нагрев выше температуры сольвуса основной упрочняющей фазы приводит к формированию смешанной структуры, состоящей из свободных от дислокаций ультрамелких зерен с размером от 0,4 до 2 мкм, окруженных нерекристаллизованными областями со структурой возврата. Нагрев до закалочных температур приводит к полностью рекристаллизованной микроструктуре с размером зерна около 15–20 мкм.

Показано, что криопрокатка приводит к ускорению распада при старении предварительно пересыщенного основными легирующими элементами алюминиевого твердого раствора. В отличие от стандартной термообработки Т1, которая обеспечивает твердость сплава до 150–160 Hv, комбинация криопрокатки и последующего искусственного старения придает ему более высокую твердость до 200–210 Hv, причем после старения при существенно более низких температурах.

Дискутируется роль исходной структуры и параметров термомеханической обработки, включающей криопрокатку, в формировании ультрамелких структур, обеспечивающих повышенные прочностные характеристики промышленных дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570

Ситдиков О. Ш., Автократова Е. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия
sitdikov.oleg@anrb.ru,
lena@imsp.da.ru

В работе исследуется эволюция микроструктуры в процессе равноканального углового прессования (РКУП) алюминиевого сплава 1570 Al–6%Mg–0,3%Sc). В исходном состоянии сплав был поставлен в виде отожженного горячепрессованного прутка и имел неоднородную микроструктуру, которая состояла из крупных зерен вытянутых в направлении оси прессования и мелких равноосных зерен, расположенных по их границам. Размер крупных зерен в продольном и поперечном направлении варьировал от 80 до 140 мкм и от 10 до 30 мкм, соответственно. Средний размер мелких зерен составлял 4 мкм, их объемная доля была ~ 0,3. РКУП проводили по маршруту А при температуре 250^{o}C до степени деформации 12. Структурные изменения изучали при использовании оптической, просвечивающей и растровой микроскопии, включая анализ разориентировок деформационно - индуцированных границ методом обратного рассеяния электронов. Результаты исследования эволюции микроструктуры сравнивали с данными, полученными ранее для того же сплава при температуре 450^{o}C.

Структурные изменения на начальных стадиях РКУП (ε ~ 1–4) характеризовались развитием микрополос сдвига вдоль направления сдвиговой деформации в зоне пересечения каналов РКУ - матрицы. При последующей деформации данные полосы вытягивались в направлении оси РКУП, их количество увеличивалось, что приводило к фрагментации крупных исходных зерен. Одновременно новые зерна размером 0,2–0,3 мкм формировались внутри полос сдвига и, при больших степенях РКУП (ε ~ 8–12), в материале формировалась макроскопически однородная бимодальная микроструктура, состоящая из таких ультрамелких зерен и более крупных фрагментов исходных зерен, размер которых достигал 0,6–0,8 мкм. Средний угол разориентировки (суб)зеренных границ, θ_{ave}, и фракция высокоугловых границ, f_{HABs}, в полученной деформационно – индуцированной структуре не превышала 18^{o} и 0,4, соответственно.

Сравнение эволюции микроструктуры при 250^{o}C и 450^{o}C показало, что кинетика процессов структурообразования в значительной мере ускорялась при повышении температуры деформации, что могло быть обусловлено увеличением скорости динамического возврата, контролирующего формирование новых зерен. Факторы, оказывающие влияние на развитие ультрамелкозернистой структуры при интенсивной деформации высоколегированного алюминиевого сплава, а также механизмы формирования новых зерен в зависимости от температуры РКУП дискутируются в работе в деталях.

О ДЫРОЧНО-АКТИВАЦИОННОЙ МОДЕЛИ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ КРИСТАЛЛА И О ВНУТРЕННЕМ ДАВЛЕНИИ В МЕТАЛЛАХ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКАМИ

Бертяев Б. И., Реут И. И.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия

В работе предложена дырочно-активационная модель уравнения состояния кристаллической системы, в рамках которой сжимаемость $B = 1/K$ и объёмный коэффициент термического расширения β удалось представить в явном виде.

Исследования показали, что уравнение состояния кристалла имеет вид

$$\zeta = \left(\exp \frac{P\upsilon}{kT} - 1 \right)^{-1}, \quad (1)$$

где ζ – относительная доля свободного объёма (ОДСО); k – постоянная Больцмана; T – температура; υ – объём элементарной ячейки; P – внутреннее давление в кристалле. Согласно (1), коэффициент

$$\beta = \frac{1}{V}\frac{\partial V}{\partial T} = \frac{1}{T}(\zeta + \zeta^2)\ln(1+\frac{1}{\zeta}), \quad (2)$$

и сжимаемость

$$\frac{1}{K} = B = \frac{1}{V}\frac{\partial V}{\partial P} = \frac{\upsilon}{kT}\left(\zeta + \zeta^2\right) = \frac{1}{P}(\zeta + \zeta^2)\ln(1+\frac{1}{\zeta}). \quad (3)$$

Из уравнений (2) и (3) следует, что

$$\beta K = \frac{\partial P}{\partial T} = \frac{P}{T}, \quad (4)$$

где K – модуль всестороннего сжатия.

Проверка уравнений (2) и (3) сводилась к расчёту объёма υ при известных значений величин β и B. Из кристаллографии известно, что объём элементарной ячейки

$$\upsilon = Ad^3, \quad (5)$$

где d – постоянная решётки, A – параметр и для ОЦК решётки A = 0,5, для ГЦК – A = 0,25. Параметр A отражает характер упаковки атомов.

Проверка уравнений (2) и (3) сводилась к расчёту объёма υ при известных значениях величин β и B и расчёту параметра A по уравнению (5) при известных значениях d. Расчёт проводился при T = 300 К на металлах с ОЦК и ГЦК решётками. Результаты расчёта величин υ и A сведены в табл. 1.

Данные расчёта явно свидетельствуют о соответствии параметра A его кристаллографическому значению в ОЦК и ГЦК решётках.

По уравнению (4) проводился расчёт внутреннего давления в металлах. Данные расчёта представлены в табл. 2.

Расчёты свидетельствуют о высоком уровне внутреннего давления в металлах. В связи с этим естественно встаёт вопрос о причинах механической устойчивости кристалла. Ведь чтобы «удержать» кристалл деформированный внутренним давлением к нему нужно приложить отрицательное давление. Эту роль может выполнять граница или поверхность кристалла.

Таблица 1. Рассчитанные значения d^3, объема v и параметра A в металлах с ОЦК и ГЦК решетками

Элемент ОЦК	d^3, 10^{-29}, $м^3$	v, 10^{-29}, $м^3$	A	Элемент ГЦК	d^3, 10^{-29}, $м^3$	v, 10^{-29}, $м^3$	A
Li	4,325	2,382	0,55	Al	6,643	1,593	0,24
Na	7,570	4,870	0,64	Ag	6,843	1,450	0,21
K	15,142	8,060	0,53	Au	6,793	1,280	0,19
Rb	17,470	8,155	0,47	Cu	4,700	1,250	0,27
Cs	22,140	11,780	0,53	Ni	4,474	1,176	0,26
α-Fe	2,364	1,180	0,50	Pd	5,884	1,400	0,24
Mo	3,126	2,076	0,66	Pt	6,023	1,310	0,22
W	3,155	2,500	0,79	Pb	12,130	1,900	0,17

Таблица 2. Рассчитанные значения давления P в металлах с ОЦК и ГЦК решётками

Элемент ОЦК	P, 10^3, $Кг/см^2$	Элемент ГЦК	P, 10^3, $Кг/см^2$
Li	5,87	Al	14,80
Na	3,91	Ag	16,92
K	2,40	Au	20,43
Rb	1,96	Cu	15,20
Cs	1,39	Ni	21,71
α-Fe	18,24	Pd	18,64
Mo	13,92	Pt	21,02
W	12,26	Pb	10,72

1. Бертяев Б.И. Принципы организации кристаллических систем и фазовые превращения в металлах и сплавах. // Вестник СамГТУ. Серия: Физико-математические науки. Вып. 11. 2001. с. 127-133.
2. Таблицы физических величин: Справочник / Под ред. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
3. Физические величины: Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1231 с.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ В МИКРОНЕОДНОРОДНОЙ СРЕДЕ

Сбойчаков А.М., Гончарук В.А., Кухаренко Ю.А.

Москва, Россия

Рассматривается микронеоднородная трещиноватая среда, находящаяся под внешним напряжением. Показано, как из микронеоднородной трещиноватой среды под действием внешнего напряжения возникает магистральная трещина. Для этой цели используются уравнения Смолуховского. Однако уравнение Смолуховского описывает динамику среды только при условии наличия макроскопически большого числа трещин и не позволяет описать возникновение одной макроскопической (магистральной) трещины. В настоящей работе уравнение Смолуховского, обобщенное на случай флуктуационного режима, позволяет описать возникновение магистральной трещины, отвечающей за разрушение материала.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК С ПЕРИОДИЧЕСКИМИ ПРИМЕСЯМИ

Белоненко М. Б, Лебедев Н. Г., Янюшкина Н. Н.

Волгоградский Государственный Университет, г.Волгоград, Россия,
yana_nn@inbox.ru

В данной работе представлено численное исследование динамики предельнокоротких оптических импульсов в углеродных нанотрубках с примесями. Большая подвижность электронов в углеродных нанотрубках и их уникальные электрофизические характеристики привлекают к ним внимание, как одной из альтернатив кремниевой базы современной микроэлектроники [1].

Гамильтониан периодический модели Андерсона в виде удобном для рассмотрения электронного спектра в углеродных нанотрубках[2]:

$$\begin{aligned} H &= H_h + H_{im} + H_{hyb} \\ H_h &= -\sum_{j\Delta\sigma} t_\Delta (a^+_{j\sigma} b_{j+\Delta\sigma} + b^+_{j+\Delta\varsigma} a_{j\sigma}) + U\sum_j (a^+_{j\sigma} a_{j\sigma} a^+_{j-\sigma} a_{j-\sigma} + b^+_{j\sigma} b_{j\sigma} b^+_{j-\sigma} b_{j-\sigma}) \\ H_{im} &= \sum_j (\varepsilon d^+_{j\sigma} d_{j\sigma} + \varepsilon d^+_{j-\sigma} d_{j-\sigma} + U_1 d^+_{j\sigma} d_{j\sigma} d^+_{j-\sigma} d_{j-\sigma}) \\ H_{hyb} &= V\sum_{j\sigma} (a^+_{j\sigma} d_{j\sigma} + d^+_{j\sigma} a_{j\sigma}) \end{aligned} \qquad (1)$$

где $a^+_{j\sigma}, a_{j\sigma}, b^+_{j\sigma}, b_{j\sigma}$ – операторы рождения, уничтожения электронов со спином σ на двух взаимнодуальных подрешетках углерода, так, что электроны совершают лишь прыжки между подрешетками; t_Δ – интеграл перескока между соседними узлами в подрешетках; U – константа кулоновского отталкивании электронов, оказавшихся на одном узле; $d^+_{j\sigma}, d_{j\sigma}$ – операторы рождения, уничтожения примесных электронов с спином σ; ε – уровень энергии примесей; U_1 – константа кулоновского отталкивании электронов примеси; V – интеграл перекрытия между волновыми функциями электронов примеси и π – электронов углерода, образующих зоны.

Методом функций Грина получен закон дисперсии для электронов. В низкотемпературном пределе рассмотрена совместная динамика электронов и электромагнитного поля и получено эффективное уравнение, которое описывает распространение предельно коротких оптических импульсов. Приведены решения данного уравнения в зависимости от параметров задачи.

1. Novoselov, K. S. et al. Electric field effect in atomically thin carbon films. Science **306,** 666–669 (2004).
2. Ohta, T., Bostwick, A., Seyller, T., Horn, K. & Rotenberg, E. Controlling the electronic structure of bilayer graphene. Science **313,** 951–954 (2006).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР И НАГРУЗОК

Бузанов О. А., Кугаенко О. М., Овчаренко Т. Н., Сахаров С. А.

ФГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов», г.Москва
CrystalXXI@misis.ru

Лантан-галлиевый танталат ЛГТ ($La_3Ga_{5,5}Ta_{0,5}O_{14}$) принадлежит к классу симметрии 32 и является одним из изоморфов лангасита ($La_3Ga_5SiO_{14}$). Сочетание высокого коэффициента электромеханической связи и малого температурного коэффициента частоты упругих колебаний делает кристаллы лангатата перспективным материалом для использования в устройствах акустоэлектроники.

Целью работы является исследование механических свойств кристаллов ЛГТ, предназначенных для работы в условиях переменных температурных и механических воздействий, например, в качестве пьезодатчиков для работы в условиях высоких температур в двигателях внутреннего сгорания. Кристаллы лантан-галлиевого танталата выращены по методу Чохральского в различных атмосферах роста и с различным содержанием примеси.

Исследованы: анизотропия механических свойств и ударной вязкости, термическая усталость кристаллов при переменных температурных режимах в интервале температур от комнатной до 700 С, механическая усталость. Образцы кристаллов лангатата разных срезов были вырезаны на алмазном круге и отполированы. В исходном состоянии пластины ЛГТ обладали высокой однородностью. Микроструктура образцов была исследована после избирательного травления. Выявленные дефекты структуры кристаллов лантан-галлиевого танталата подтверждаются рентгеноструктурными исследованиями.

Для исследования анизотропии механических свойств кристаллов- хрупкости и пластичности применялся метод микротвердости, выявлена анизотропия микротвердости и микрохрупкости второго рода. Наибольшей микротвердостью обладают срезы [10.0] и [11.0], при этом величина микротвердости достигает 1000 кгс/мм^2. Значения коэффициентов интенсивности напряжений K_{1c} для образцов различных кристаллографических срезов лежат в пределах от 4 кПам$^{1/2}$ до 8 кПам$^{1/2}$. В интервале нагрузки на индентор от 50 до 200 г величины K_{1c} остаются постоянными, а в области малых нагрузок увеличиваются в 1,5–2 раза. Поверхность среза, ориентированная в кристаллографическом направлении *X*+, обладает наибольшим значением K_{1c}, а плоскость *Z* имеет наименьшую величину K_{1c}.

Испытания на усталостную прочность кристаллов ЛГТ проводились резонансным методом, с приложением статической и динамической нагрузок при 20 С на высокочастотном пульсаторе Amsler фирмы Zwick/Roell. Величина предела усталостной прочности исследованных кристаллов ЛГТ, предназначенных для работы в двигателях внутреннего сгорания, где уровень переменных термомеханических нагрузок достигает 250 атм при частоте 100 Гц, измерена при симметричном циклическом нагружении с частотой около 100 Гц и составляет от 1,5 до 2 кН при комнатной температуре при количестве циклов нагружения $3 \cdot 10^5$.

Исследования температурных зависимостей механических свойств показывают перспективность использования кристаллов ЛГТ в условиях знакопеременных механических и температурных нагрузок.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОХОДНОЙ ОПТИКИ ЛАЗЕРОВ СРЕДНЕГО ИК ДИАПАЗОНА

Кугаенко О. М.[1], Петраков В. С.[1], Белых М. В.[1], Васильева Л. А.[2]

1 – *ФГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов», г.Москва*
CrystalXXI@misis.ru
2 – *Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия, г. Волгоград, Россия*
postmaster@vgasa.ru

На кафедре физики кристаллов МИСиС получило развитие научное направление по изучению физических основ взаимодействия лазерного излучения с материалами и по разработке прикладных задач создания надежной и долговечной проходной оптики (окон вывода излучения, призм, линз и т.п.) для мощных широкоапертурных лазеров среднего ИК диапазона. Для повышения механической прочности и оптической стойкости кристаллов к многократному воздействию лазерного излучения разработаны режимы деформационного упрочнения наиболее перспективных для ИК-оптики кристаллов KCl путем термомеханической обработки (ТМО) при температурах от комнатной до 700 К. Исследованы структура, механические характеристики и усталостная прочность при циклических механических воздействиях кристаллов после ТМО. Исследования проведены на деформационной установке Zwick Z5.0 (с максимальным усилием испытаний 5 кН) при комнатной температуре путем знакопостоянного циклического нагружения сжатием с частотой 1 Гц при напряжениях ниже предела текучести, количество циклов от 20 до 100. Частота механического воздействия соответствует частоте воздействия на кристалл импульсно-периодического лазерного излучения.

Эффект деформационного упрочнения кристаллов имеет наибольшее значение по пределу текучести, напряжению разрушения, микротвердости после ТМО при степени предварительной пластической деформации 20 % при температурах 430–450К и связан с образованием мелкозернистой микроструктуры первичной рекристаллизации. С повышением температуры ТМО наблюдается связанный с собирательной рекристаллизацией рост зерен, приводящий к получению неоднородной крупнозернистой микроструктуры и разупрочнению кристаллов.

При знакопостоянном циклическом нагружении путем сжатия монокристаллы KCl выдерживают циклические нагрузки при статической нагрузке 10Н (0,6 кгс/мм^2) и амплитуде 10% от значения нагрузки в течение 100 циклов нагружения без деформации. В монокристаллах при повышении нагрузки, при 20 Н (1,2кгс/мм^2) и амплитуде 10%, в начальный период циклического нагружения после 5–10 циклов нагружения наблюдается упрочнение в результате пластической деформации кристаллов, приводящей к образованию лабиринтной структуры, после чего образец выдерживает без разрушения 100 циклов нагружения.

Воздействие циклических нагружений на упрочненные кристаллы показало, что после ТМО при 430–450 К кристаллы выдерживают без деформации циклические нагрузки при статической нагрузке до 400 Н (30 кгс/мм^2) и амплитуде 10% от значения нагрузки в течение 100 циклов нагружения.

ТМО приводит к повышению устойчивости термоупрочненного кристалла KCl к многократным циклическим нагрузкам, по величине примерно в 30 раз превышающих значение механических напряжений, приводящих к разрушению и к пластической деформации монокристаллов.

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Киселева М. П., Сименко Д. С., Федосов С. А.

Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия
fedosov@samgtu.ru

В настоящее время в России вводятся в эксплуатацию магистральные трубопроводы, рассчитанные на давление 10-12 МПа вместо традиционных 7,5 МПа, на некоторых трубопроводах, прежде всего подводных, давления достигли 25 МПа. Такой рост рабочих давлений требует перехода на трубные стали повышенной прочности.

В течение десятилетий увеличение прочности трубных сталей добивались легированием. Однако, как хорошо известно, твердорастворное упрочнение сопровождается ухудшением пластических свойств. Также, легирование ухудшает технологические свойства сталей, ухудшает свариваемость, становиться сложным сохранение ударной вязкости на приемлемом уровне.

Все это заставило ведущих зарубежных производителей трубной продукции прийти к выводу, что метод твердорастворного упрочнения себя исчерпал и к концу 80-х годов они начали переходить на другие способы упрочнения. Последние главным образом включали измельчение зерна и дисперсионное упрочнение. Также были достигнуты снижение концентрации вредных примесей и глобулязация неметаллических включений.

Из всех механизмов упрочнения только механизм измельчения зерна одновременно приводит и к повышению прочности (при сохранении или даже повышении пластических свойств) и к снижению температуры перехода в хрупкое состояние. Однако измельчение ферритного зерна имеет свой предел (4–5 мкм), поэтому желателен переход к более мелкой структуре – бейниту. Бейнитная структура имеет повышенную по сравнению с ферритом плотность дислокаций, что также способствует упрочнению стали.

Основным технологическим приемом решения вышеназванных задач стала ТМО, включающая контролируемую прокатку при температуре около 720 ºС с последующим ускоренным, чаще всего водяным охлаждением.

Также, для одновременного повышения прочности и хладостойкости применили микролегирование сильными карбонитридообразующими элементами. С этой целью используют металлы IV и V групп: ванадий, ниобий, титан и цирконий. Карбонитриды не только обеспечивают дисперсионное упрочнение, но и тормозят рост зерен при нагреве, тем самым способствуя формированию мелкого зерна аустенита и мелкого действительного зерна стали.

Применяя вышеуказанные подходы, все ведущие производители стали в Европе, Северной Америке и Японии успешно освоили производство труб из сталей категорий прочности Х70 и Х80. Были изготовлены и успешно испытаны экспериментальные трубы из сталей Х90 и Х100. В ближайшем будущем следует ожидать применения сталей категории прочности Х120. Что касается отечественного производителя, то в настоящее время он также осваивает выпуск сталей указанных классов. Следует отметить, что очень сложным вопросом будет освоение технологии сварки таких труб как в производственных, так и в полевых условиях.

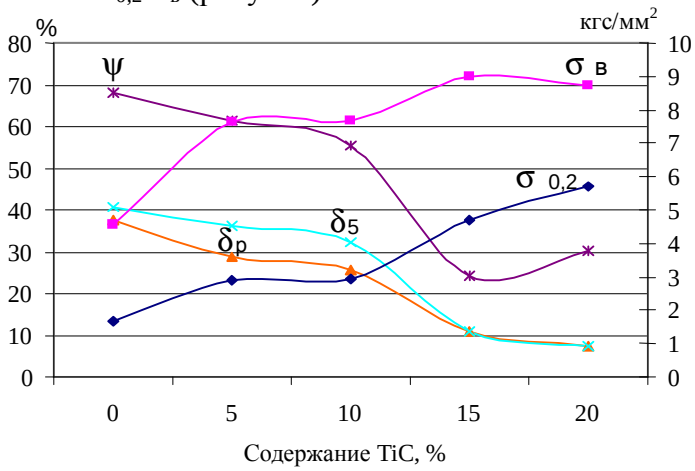
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Al–TiC, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС

Луц А. Р.

ГОУ ВПО Самарский государственный технический университет, Россия,
mtm@samgtu.ru

В течение последних трех лет в СамГТУ методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) была разработана технология получения литейного композиционного сплава на основе алюминия с включениями синтезированной в расплаве карбидной фазы TiC до 20 масс.%. После завершения этапа экспериментального синтеза были проведены испытания механических свойств сплава Al–TiC на базе лабораторий СамГТУ и МЭИ (Московского энергетического института). Для этого были изготовлены две партии образцов, одна из которых подвергалась испытаниям на растяжение на машине ИМ-12А (СамГТУ), а вторая – испытаниям методом вдавливания сферического индентора в поверхность шлифов-шайб (МЭИ). Анализ результатов испытаний позволяет сделать следующие выводы:

1. С увеличением содержания TiC от 0 до 20% увеличиваются более чем в два раза значения характеристик прочности $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$, снижаются значения пластичности $\delta_р$, δ_5, Ψ и увеличиваются отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ (рисунок).



2. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ и временное сопротивление $\sigma_в$ у сплавов возросли по сравнению с чистым алюминием при увеличении содержания TiC до 10% примерно в два раза. Относительное удлинение δ_5 уменьшилось на 8%, а относительное сужение – на 10%.

3. При содержании TiC в сплаве свыше 10% в сечении разрывного образца возникали очаги локального разрушения, в результате чего происходил преждевременный разрыв образца без образования шейки

4. Оптимальное содержание TiC составляет примерно 10%. При таком содержании карбидной фазы происходит двукратное увеличение прочностных характеристик с достаточным запасом характеристик пластичности.

5. Однородность свойств по поверхности шайб-шлифов достаточно удовлетворительная, о чем свидетельствуют результаты локальных испытаний вдавливанием индентора.

6. Значения отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ и предельного равномерного удлинения $\sigma_р$ свидетельствуют о том, что при содержании TiC $\leq$ 10% композиционный материал не склонен к хрупкому разрушению и обладает хорошим запасом упрочняемости.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НИТРИДОВ МЕТАЛЛОВ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА С ПРИМЕНЕНИЕМ АЗИДА НАТРИЯ И ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ АММОНИЯ

Майдан Д. А.

ГОУВПО «Самарский государственный технический университет»,
Самара, Россия,
mtm@samgturu

В 1967 году в Отделении Института химической физики АН СССР академиком Мержановым А. Г., профессорами Боровинской И. П. и Шкиро В. М. разработан способ синтеза тугоплавких соединений, в том числе, нитридов, который получил название самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Технология СВС относится к порошковым технологиям, но она принципиально отличается от традиционных технологий порошковой металлургии тем, что для осуществления процесса азотирования исходные порошки сжигают, а не нагревают в печи. Процесс СВС идет за счет собственного тепловыделения, без подвода энергии извне.

Классическим методом СВС, с использованием газообразного азота в качестве азотирующего реагента, нитриды металлов группы железа (Fe_2N, Fe_3N, Fe_4N, Co_2N, Co_3N и Ni_3N) получить не удается, так как реакции образования нитридов железа являются слабоэкзотермичными, а реакции образования нитридов кобальта и никеля являются эндотермичными. В настоящее время нет эффективного способа, который позволял бы достаточно производительно получать порошки данных нитридов. В связи с этим задача по разработке новых и эффективных технологических процессов получения порошков нитридов металлов группы железа является актуальной.

Представляет интерес использовать в реакциях горения с металлом неорганические азиды в качестве азотирующих реагентов, вместо газообразного азота, а для химической нейтрализации азида в процессе горения — галоидные соли аммония. Это так называемая азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-Аз). Использование азида натрия (NaN_3) и галоидных солей (NH_4Cl, NH_4F) в качестве азотирующих реагентов в процессах горения позволяет решить вопрос синтеза нитридов металлов группы железа за счет тепла, выделяющегося при горении азида натрия и галоидной соли.

Изучение процесса синтеза нитридов металлов группы железа в режиме СВС-Аз, измерение линейных скоростей и температур горения проводились на лабораторной установке СВС-Аз, основным элементом которой является лабораторный реактор СВС-Аз постоянного давления с рабочим объемом 4,5 дм^3. Оптимальные технологические условия синтеза нитридов металлов группы железа выбирались исходя из результатов термодинамического анализа, ранее отработанных оптимальных условий синтеза нитридов переходных металлов и основных закономерностей горения азидных систем СВС [1].

На основании результатов рентгенофазового и химического анализов продуктов горения систем СВС-Аз разработан технологический процесс получения порошков нитридов металлов группы железа в режиме СВС-Аз.

1. Бичуров, Г. В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез нитридов с применением неорганических азидов и галоидных солей [Текст]: дис. … д-ра техн. наук: 01.04.17 / Бичуров Георгий Владимирович. — Самара, 2003. — 250 с.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ ВАЛОВ

Закамов Д. В.

Валы являются одними из наиболее нагруженных по сечению деталей машин и механизмов. Они работают в условиях знакопеременного изгиба, значительных вибраций и наличия напряжений кручения. Ужесточающими факторами являются динамический характер нагружения, масштабный эффект, концентраторы напряжений, в том числе эффекты напрессовки колец, шестерен и контактное трение. Благоприятными факторами являются градиент напряжений по сечению и небольшая жесткость нагружения по сравнению с растяжением. Градиент напряжений при этом такой, что максимальные напряжения достигаются на поверхности вала, а потому для большинства конструкций подходят стали с невысокой прокаливаемостью.

При подборе материала вала необходимо учитывать диаметр вала в максимальном сечении, максимальные напряжения растяжения, изгиба, кручения и контактные напряжения.

Малонагруженные (≤200 МПа) рекомендуется изготавливать из сталей обыкновенного качества Ст4, Ст5 и качественных сталей 30, 35, 40, 45, 50, 50Г. Термообработка ограничивается нормализацией, часто проведенной только для заготовок. В редких случаях проводится нормализация готовых валов.

Средненагруженные (200–400 МПа) валы из среднеуглеродистых сталей 45, 40Х, 50, 50Х, 50Г2 требуют полного цикла термической обработки. После изготовления валы закаливаются и подвергаются высокому отпуску (улучшение). Полученная структура обеспечивает высокую прочность (предел прочности 800-1000 МПа) и повышенную твердость вала (220–280 НВ) и на поверхности и в сердцевине.

Сильнонагруженные (>400 МПа) валы должны изготавливаться только из легированных сталей в зависимости от их величины. Валы диаметром до 25 мм изготавливаются из сталей 38Х, 40Х, диаметром 25-40 мм из сталей 40ХН, 40ХМ, 50Х, 50Г, а диаметром 40-100 мм из стали 40ХГР. Для получения необходимых свойств валы обрабатывают закалкой и средним или низким отпуском на твердость 45-50 HRC. Валы диаметром свыше 100мм требуют сталей с высокой прокаливаемостью 50ХН, 40ХНМА, 40 ХГТР, 40ХН2МФ, 34ХН3МА, 38Х2Н4МА. После закалки и высокого отпуска валы имеют предел прочности более 1000МПа.

В автомобилестроении главным образом используются шлицевые валы, которым предъявляются повышенные требования в отношении контактной прочности, износостойкости, вязкости, чувствительности к концентраторам напряжений.

Для обеспечения комплекса высоких механических свойств валы после изготовления подвергают цементации с последующей закалкой и низким отпуском. Для этого используют цементуемые стали 20Х, 15ХГН2ТА, 20Х2Н4А, 25ХГМ. Еще более высоких показателей для валов из этих сталей добиваются заменой цементации на нитроцементацию. После полного цикла обработки твердость на поверхности достигает 58-62HRC, а в сердцевине средняя твердость 30-40HRC способствует высокой ударной вязкости.

Особо точные износостойкие валы рекомендуется изготавливать из улучшаемой стали 38Х2МЮ. После изготовления проводится закалка и высокий отпуск, а затем азотирование, которое делает поверхностный слой износостойким (твердость HV 850-1000).

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ КЛАСТЕРОВ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Опарин В. Б., Петровская М. В., Виноградов К. Н.

СамГТУ, Самара, Россия
oparin_v_b@mail.ru

Создание перспективных нанотехнологий возможно при использовании низкотемпературной плазмы тлеющего разряда в химически активной среде [1,2,3]. Здесь реализуются условия для объемной генерации наночастиц, их последующей коагуляции, агрегации и осаждения на различные поверхности. Это позволяет образовывать полимерные, металлополимерные, а так же неорганические фрактальные агрегаты из жидких и газообразных веществ, в том числе и из веществ которые не поддаются обычной полимеризации, а тем более кластеризации. Одной из важных задач при этом является получение частиц определенного размера и их стабилизация, что требует изучения механизмов образования, переноса и зарядки частиц.

Под действием градиента температур, а также зарядки частиц в разряде возникают газодинамические потоки, выносящие наночастицы из разрядной области. Сами дисперсные частицы имеют широкое распределение по размерам и скоростям движения. Наблюдаемые в электронный микроскоп размеры частиц колеблются от 100нм до нескольких микрон. Скорость конвективного движения частиц в потоке из катодной области и плазмы обратно пропорциональна их радиусу. Это справедливо как для тепловых потоков, так и для потоков формирующихся под действием электростатического расталкивания и электрического ветра в катодной области. Формирование потоков дисперсных частиц наглядно видно на распределениях, полученных в реакторе тлеющего разряда в тетрафторэтилене [1].

С точки зрения получения одноразмерных частиц перспективной является катодная область разряда. Здесь коагуляция частиц затрудняется в связи с их униполярной зарядкой, замедляется рост размеров, и формируются потоки, выносящие частицы за пределы разряда. Концентрация наночастиц, требуемая для коагуляции составляет $1{,}7*10^{13}$ м$^{-3}$. Расчеты показывают, что в результате их диффузионной зарядки [3] образуется объемный заряд порядка 11÷15 мкКл/м^2, и под действием электростатического отталкивания дисперсные частицы выносятся из разряда и определяют скорость роста полимера на поверхности. Осаждение наночастиц вне разряда имеет характер прилипания к поверхности полимера. Указанные расчетные данные хорошо согласуется с результатами работ [1,2,3].

Масса полимера, выросшего на кварцевом датчике, с удалением от разряда падает, что можно объяснить быстрым спадом электростатических сил и замедлением частиц силами сопротивления среды. Используя экспериментальные данные по потоку массы на поверхности вне разряда, измеренную кварцевым датчиком, а также полученную зависимость скорости наночастицы от ее массы, найдено вероятное распределение количества частиц по их размерам в конвективном потоке.

1. Опарин В.Б. Процессы переноса в тлеющем разряде химически активных газов// Вестник СамГТУ, вып. 30, 2004, стр.150 – 165.
2. Ясуда Х. Полимеризация в плазме. – М.: Мир, 1988. – 376 с.
3. Опарин В.Б., Соснина М.В., Виноградов К.Н. Ионные потоки заряженных частиц в катодной области тлеющего разряда// Вестник СамГТУ, 2007. — № 1 (14) — С. 119–124.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti–Cr

Бродниковский Н. П., Зыкова Е. В., Рокицкая Е. А., Бахонский Д. А, Даниленко Н. И., Самелюк А. В.

Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАНУ, Киев-142, Украина,
407dep53@ipms.kiev.ua

Известно, что работоспособность титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением существенно зависит от степени дисперсности, формы и равномерности распределения интерметаллических фаз.

Работа посвящена исследованию влияния скорости охлаждения при литье и последующих термических обработок и деформации осадкой на воздухе на структуру и механические свойства сплавов системы Ti–Cr. Проведено исследование возможности упрочнения стабильными фазами в сплавах системы Ti–Cr при изменении содержания хрома в пределах 0,65–7,6 ат.%.

Проведенные исследования позволили установить закономерности формирования дисперсности зерен, фазового состава сплавов и влияния структуры сплавов на их механические свойства. Показано, что при содержании хрома до 5,2 ат.% соотношение количества фаз α-, β- и $TiCr_2$ в сплаве и его механические свойства являются очень чувствительными к перераспределению хрома при отжиге и охлаждении с вариацией скорости в пределах 10–100 град./с. При этом упрочнение, связанное с термической обработкой, более эффективно, чем деформационное упрочнение. При дальнейшем увеличении содержания хрома механические свойства практически не зависят от термических обработок, которые являются эффективными при малом содержании хрома. Хотя более быстрое охлаждение, 700 град./с и выше с последующим отжигом, может привести к увеличению твердости на 15% за счет образования ω- фазы , однако это состояние не является термически стабильным и исчезает при отжиге при температурах выше 573 К. Показано, что начало деформирования при температуре на 20–50 К выше α + β области дает возможность значительно повысить прочность при содержании хрома 5,2 ат.%.

Влияние структурного состояния и состава сплавов системы Ti–Cr на их прочность иллюстрирует рис.1 и 2. Показано, что изменяя технологические приемы, обеспечивающие выделение интерметаллидных фаз на основе хрома можно целенаправленно управлять стабильностью упрочнения титановых сплавов, легированных хромом.

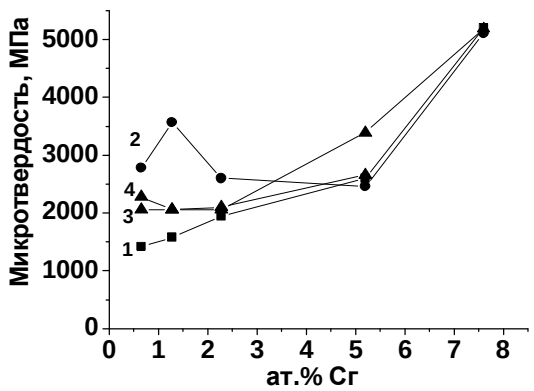


Рис.1. Зависимость микротвердости сплавов системы Ti-Cr от содержания хрома и состояния: 1 – литой; 2 – литой + отжиг при 1573 К, 4 ч.; 3 – литой + отжиг при 1573 К, 4 ч. + деформация при 1073 К; 4 – литой + деформация при 293 К

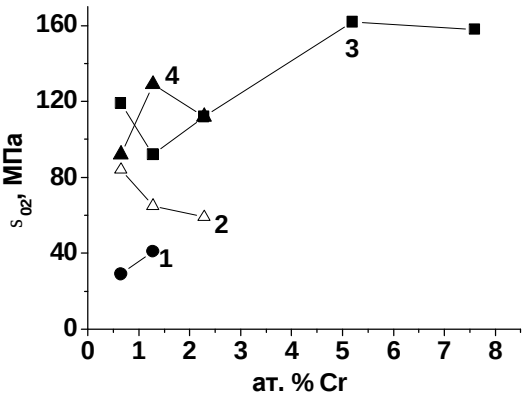


Рис.2. Зависимость предела текучести сплавов системы Ti–Cr при 873 К от содержания хрома и состояния: 1 – литой; 2 – литой + деформация при 293К; 3 – литой + отжиг при 1573 К, 4 ч. + деформация при 1073 К + отжиг 773, 2 ч.; 4 – литой + деформация при 293 К + отжиг при 773 К, 2 ч.

ПЕРЕХОДНЫЕ ПРОЦЕССЫ В МАТЕРИАЛАХ С ЭПФ

Андронов И. Н., Вербаховская Р. А., Корепанова В. С., Тютюков С. Н.

ГОУ ВПО Ухтинский государственный технический университет

К деформационным характеристикам материалов с эффектом памяти формы при термоциклировании их через интервалы мартенситных переходов под нагрузкой относятся деформационные отклики $\varepsilon_{ij}^{\text{п}}$ – деформация памяти и $\varepsilon_{ij}^{\text{пп}}$ – деформация пластичности прямого превращения, которые, вообще говоря, являются функционалами, зависящими от температуры, T, напряженного состояния термоциклирования σ_{ij} и его предварительной термоциклической истории. В целом является характерным, что напряженное состояние и температура не однозначно определяют деформационные отклики $\varepsilon_{ij}^{\text{п}}$ и $\varepsilon_{ij}^{\text{пп}}$, на которые, кроме того, влияет предварительная термоциклическая история воздействия на материал. Характерным является, то при любой истории по мере термоциклирования при некотором числе циклов материал начинает демонстрировать стабильное поведение, т.е. деформационные отклики перестают зависеть от числа циклов. Переход от одного режима термоциклирования к другому сопровождается, как правило, плавным изменением деформационных откликов, рассматриваемым нами как переходный процесс.

Величины деформационных откликов $\varepsilon_{ij}^{\text{п}}$ и $\varepsilon_{ij}^{\text{пп}}$ зависят от уровня действующих напряжений и числа циклов. Как правило, циклирование осуществляют путем изменения температуры. Ранее [1] установлены следующие соотношения, что справедливы, следующие дифференциальные неравенства $d\varepsilon_{ij}^{\text{п}} / d\sigma_{ij} \geq 0$; $d^2\varepsilon_{ij}^{\text{п}} / d\sigma_{ij}^2 \leq 0$ и $d\varepsilon_{ij}^{\text{п}} / dN \geq 0$; $d^2\varepsilon_{ij}^{\text{п}} / dN^2 \leq 0$.

Разрабатывается феноменологическая модель, позволяющая аналитически описывать эволюцию обратимого формоизменения материалов с каналами мартенситной неупругости при термоциклировании под нагрузкой, в том числе, и после предварительной термомеханической обработки.

1. Андронов И. Н. Обратимые и необратимые деформации в материалах с каналами мартенситных переходов. Материалы XLVII Международной конференции “Актуальные проблемы прочности” Нижний Новгород 1-5 июля 2008 года, Ч. 2., С. 199.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

[1]Шапочкин В. И., [2]Семёнова Л. М., [3]Бахрачёва Ю. С.

[1]Волгоградская Академия МВД России, Волгоград, Россия,
[2]Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
[3]Волгоградский институт бизнеса, Волгоград, Россия,
JBakhracheva@yandex.ru

Знание качественных и количественных закономерностей формирования структурно-фазовых состояний при нитроцементации лежит в основе усовершенствования технологий, повышающих эксплуатационные свойства деталей машин. Дополнительно к технологическим параметрам, контролируемым при традиционной нитроцементации (температура насыщения, температура закалки, время выдержки) можно использовать изменение расходов природного газа и аммиака непосредственно во время процесса насыщения стали.

Периодически изменяя расходы технологических газов, продолжительность и соотношение их расходов в каждом периоде, можно воздействовать на систему и тем самым изменять кинетику потоков вещества, энергии и энтропии, действующих в системе. Эти явления влияют на диффузионную проницаемость и существенно усложняют физическую картину процесса. Многообразие физико-химических механизмов реализации структурных состояний стали приводит к появлению ряда новых, неожиданных эффектов.

В связи с особенностями влияния азота на фазовый состав, структуру и свойства сталей и малой изученностью поведения азота в нитроцементовнных слоях представляет научный и практический интерес изучение его влияния на химический и фазовый состав, структуру и свойства сталей нитроцементованных в неравновесных условиях. Целью данной работы было изучение влияния повышенного содержания азота (до одного процента) на структуру и свойства диффузионных слоёв.

Исследовались конструкционные стали (25ХГТ, 20ХН3А), широко применяющиеся в промышленности. Нитроцементация с периодическим изменением расходов технологических газов проводилась в безмуфельных агрегатах с вводом технологических газов в печь через инжекторы. Технологическая атмосфера состояла из эндогаза, природного газа и аммиака. Для получения неравновесного состояния аустенита при температуре нитроцементации использовалось периодическое повышение расходов аммиака, вызывающего нарушение равновесия между поверхностью стали технологической атмосферой печи. Исследование структуры диффузионных слоёв проводили с использованием металлографического, электронно-микроскопического, фазового электронографического и рентгеноструктурного анализов.

С увеличением в стали содержания азота и углерода наблюдается повышается количество наблюдаемых выделений и глубина их распространения, получившее название внутреннее азотирование. Как видно из полученных результатов, нитроцементация в условиях удаления системы от состояния равновесия способствует образованию мелкодисперсных и когерентных выделений нитридных и карбонитридных фаз.

Проведённые испытания установили повышение противозадирной стойкости тяжело нагруженных зубчатых колёс, изготовленных из сталей 20ХН3А и 25ХГТ, более чем в 5 раз возросла износостойкость торцах зубьев, на 40% увеличилась сопротивление усталости при изгибе и на 30% повысилась контактная усталость.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ

Семенова Л. М.[1], Бахрачева Ю. С.[2], Семенов С. В.[3]

[1] Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
[2] Волгоградский институт бизнеса, Волгоград, Россия,
JBakhracheva@yandex.ru
[3] Волжский политехнический институт, Волжский, Россия

Наиболее перспективным следует считать применение процессов нитроцементации, в которых используются переменные технологические параметры, приводящие к дестабилизации равновесия между сталью и технологической атмосферой. В результате активизируются процессы диффузионного переноса углерода и азота в стали.

В данной работе исследовалось влияние числа циклов при термоциклической нитроцементации стали 20Х. Сравнивались структура и свойства диффузионных слоев после классической нитроцементации, пяти и девяти циклов.

Варьирование количества циклов проводилось с целью выявления механизма формирования диффузионного слоя, накопления избыточной фазы и дефектов кристаллического строения в матрице, изменение микроструктуры и роста толщины диффузионного слоя. Исследовалось влияние скорости нагрева и охлаждения на развитие процессов наклепа и рекристаллизации с целью формирования мелкозернистой структуры после закалки. Углеродный потенциал технологической атмосферы при верхней температурной границе составлял $1{,}0^{\pm 0{,}5}$ во всех экспериментах.

Полученные данные показывают значительное отличие в строении диффузионного слоя, полученного при термоциклическом воздействии по сравнению с классическим процессом нитроцементации при постоянной температуре. Изменение растворимости углерода и азота в железе во время термоциклической нитроцементации обеспечивает образование и растворение цементита, что способствует увеличению массоотдачи углерода из газовой фазы в металл. Экспериментальная кривая распределения углерода по глубине слоя в экспериментах с термоциклированием зависит от числа циклов и состоит из четырех участков. Различаются данные участки и по микроструктуре, которая изменяется как по фазовому составу, так и по размерам зерна.

Результаты испытаний на износ показывают, что ХТЦО после девяти циклов по сравнению с изотермической нитроцементацией позволяет существенно повысить нагрузочную способность поверхности трения.

В связи с тем, что износостойкость связана с интенсивностью структурно-фазовых превращений в деформированных микрообъемах, большое значение приобретает изучение не только исходной структуры, но и комплекса свойств, формирующихся в процессе контактного взаимодействия. Так как износ поверхности терния является структурно чувствительной характеристикой, было проведено металлографическое исследование поверхности трения до и после испытаний. Металлографическое исследование поверхности трения показало, что после испытания поверхность со структурой наноструктурированного мартенсита с очень мелкими включениями избыточной фазы (девять циклов) не претерпела существенных изменений. На поверхности износа после обработки по серийной технологии видны следы пластической деформации металла в виде наплывов, вырывов и светлых полос вторичной закалки, характеризующихся высокой хрупкостью.

О СВЯЗИ РЕШЕТОЧНЫХ СВОЙСТВ И МОДЫ РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛА

Горностырёв Ю. Н., Панфилов П. Е.*

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург;
** Уральский государственный университет,*
Екатеринбург, Россия

Мода разрушения кристалла (хрупкое или вязкое) определяется тем, будет ли приложенное напряжение инициировать пластический сдвиг (генерацию и перемещение дислокаций) или отрыв (зарождение и рост трещины). Согласно существующим представлениям, имеется тесная связь между микроскопическими характеристиками материала и его механическим поведением: кристаллы с ковалентными связями (такие как Si) разрушаются хрупко, а металлы - преимущественно вязко. В тоже время известны примеры, такие как металлокерамические соединения, которые не укладываются в общепринятую схему.

В настоящей работе проанализировано деформационное поведение (на атомном уровне, на мезо и макро-масштабе) кристаллов с ионно-ковалентными связями, в которых приложенные напряжения могут релаксировать за счет пластической деформации (дихалькогениды титана TiX_2, X = S, Se, Te), и кристаллов с металлической связью, склонных к разрушению сколом (ГЦК иридий). Установлено, что в дихалькогенидах титана пластическая релаксация осуществляется за счет зарождения и движения дислокаций. Этот процесс подавляет развитие трещин, как в тонких фольгах, так и в массивных образцах, в то время как макроскопической модой разрушения дихалькогенидов титана остается скол. Модой разрушения массивных кристаллов иридия является внутризеренный скол, а деформационное поведение и мода разрушения тонких фольг не отличаются от обычных ГЦК-металлов.

Первопринципные расчеты электронной структуры, когезионных характеристик, энергии обобщенного дефекта упаковки методом PAW-VASP показали, что дихалькогениды титана, несмотря на ионно-ковалентный характер связи, демонстрируют относительно низкое сопротивление сдвигу, в то время как в иридии оно аномально велико. При этом энергия декогезии, требуемая для раздвигания берегов трещины оказалась относительно мала, как в дихалькогенидах титана, так и в иридии. В результате, закритическая трещина в этих материалах будет развиваться сколом. Полученные результаты показывают, что металлический характер межатомных связей не является достаточным условием для вязкого разрушения массивных кристаллов, а подвижность дислокаций еще не гарантирует отсутствие скола.

Работа поддержана в рамках программы Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы" (# 2.2.2.2/5579) и гранта Американского фонда гражданских инициатив (# RUXO-005-EK-06/BG4M05).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Скрипняк Е. Г., Скрипняк В. А., Коробенков М. В.

Томский государственный университет Томск, Россия,
skrp@ftf.tsu.ru

Прогноз механического поведения наноструктурных композиционных материалов с металлической матрицей в условиях импульсных воздействий осложняется недостаточным количеством экспериментальных данных и несовершенством теоретических моделей.

В данной работе предложена многоуровневая вычислительная модель для описания механического поведения композитов с металлической матрицей, упрочненной частицами с размерами от 10 до 200 нм, при интенсивных импульсных воздействиях. Модель позволяет исследовать процессы деформации и развития повреждений на мезоскопическом уровне в наноструктурных композитах.

Моделировалось механическое поведение композитов $Cu–Al_2O_3$, $Cu–TiB_2$ при импульсных воздействиях интенсивностью до 5 ГПа. Для моделирования применялся вычислительный комплекс ANSYS 11/ Autodyn. Структура материала задавалась в соответствии с данными микроскопических исследований. Эффективные механические параметры определялись с помощью статистического усреднения значений в репрезентативном объеме материала.

Рассмотрены системы с тремя характерными формами упрочняющих элементов и объемной концентрацией до 15 % .

Результаты моделирования свидетельствуют о том, что на величину динамического предела упругости Гюгонио наноструктурных композитов существенно влияют характерные размеры и концентрация упрочняющих включений и слабо влияет их форма. При размерах дисперсных включений менее 100 нм величина предела упругости увеличивается пропорционально квадратному корню из их объемной концентрации. В рассмотренном диапазоне концентраций включений, с ростом их размеров эффективная величина динамического предела упругости уменьшается.

Обнаружено формирование блочных структур при нагружении ударными волнами с амплитудами, превышающими 1,2 σ_{HEL} (σ_{HEL} – амплитуда упругого предвестника). Блочные мезоскопические структуры формируются в ограниченном диапазоне интенсивности нагружения. При амплитудах, превышающих ~3 σ_{HEL}, блочные структуры обнаружены не были. С ростом размеров включений и их концентрации время формирования блочных структур уменьшается.

Формирование блочных структур в ударной волне сопровождается появлением бимодального распределения параметров механического состояния (скорости материальных частиц, интенсивности напряжений, интенсивности деформаций) на мезоскопическом уровне, а также релаксацией напряжения течения.

Развитие локализованной деформации, сопровождающее формирование блочных структур при импульсном нагружении, способствует уменьшению эффективных предельных прочностных характеристик материала (откольной прочности и предельной деформации до макроразрушения).

При одинаковой объемной концентрации дисперсных частиц, откольная прочность оказывается выше в материалах, упрочненных более мелкими частицами.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Скрипняк В. А., Скрипняк В. В.

Томский государственный университет, Томск, Россия,
skrp@ftf.tsu.ru

Одним из перспективных направлений повышения конструкционной прочности сплавов считается их переработка методами интенсивной пластической деформации для формирования в них субмикрокристаллической структуры.

Уменьшение размеров зерна в поликристаллических сплавах существенно увеличивает их твердость и статическую прочность при комнатной температуре, но сопровождается значительным снижением вязкости и пластичности. Механическое поведение титановых сплавов с субмикронными размерами зерна при скоростях деформации от 10^3 до 10^6 c^{-1} изучено крайне слабо. Вместе с тем, режимы механических воздействий, при которых реализуется высокоскоростная деформация субмикрокристаллических сплавов, имеют важное практическое значение.

В данной работе представлена модель для прогнозирования механического поведения металлов и сплавов с размерами зерна от 1 мкм до 100 нм в диапазоне скоростей деформации от 10^{-3} до 10^6 c^{-1}. Приращение макроскопической пластической деформации определяется суммой составляющих, связанных с дислокационным механизмами релаксации сдвиговых напряжений, двойникованием и зернограничным проскальзыванием.

Модель учитывает влияние на механические свойства сплавов типа кристаллической решетки, размеры зерна, наличие и типы дислокационных субструктур, объемную концентрацию и толщину двойников.

Представлены результаты компьютерного моделирования динамического нагружения образцов крупнокристаллических и субмикрокристаллических сплавов при испытаниях по схемам разрезного стержня Гопкинсона, цилиндра Тейлора, а также нагружении плоскими ударными волнами. Результаты моделирования, полученные для титановых сплавов ВТ1-0, Ti 6-2222S, ВТ-6 (Ti-6Al-4V), алюминиевого сплава АА 6063Т6 с размерами зерна от 20 мкм до 300 нм, хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Показано, что в сплавах титана и алюминия скоростная чувствительность напряжения течения $d\ln\sigma_s / d\ln\dot{\varepsilon}^P|_{T,\varepsilon^P}$ в диапазоне от 10^3 до 10^6 c^{-1} выше в материалах с меньшим размером зерна.

Показано, что в субмикрокристаллических сплавах скорость релаксации амплитуды упругого предвестника выше, чем в крупнокристаллических аналогах.

Показано, что при интенсивности ударных волн до 5 ГПа, эффективная величина откольной прочности сплава АА 6063Т6 с субмикрокристаллической структурой на 10% выше, чем в поликристаллическом состоянии.

Наличие дисперсных включений в субмикрокристаллических сплавах приводит к увеличению сдвиговой и откольной прочности.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДНЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Шипачев А. Н., Павлова А. Л., Ильина Е. В., Суглобова И. К., Зелепугин С. А.

Томский государственный университет, Россия,
alex18023@mail.ru

Объемные наноструктурные материалы в настоящее время рассматриваются как перспективные конструкционные и функциональные материалы нового поколения. Выделяются два основных подхода в их получении – компактирование исходных нанопорошков и формирование наноструктур при интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Исследование металлов, полученных ИПД, показало, что они обладают целым рядом уникальных свойств. Это повышенная в несколько раз, по сравнению с крупнозернистыми аналогами, прочность, сочетающаяся с хорошей пластичностью, низкотемпературная и высокотемпературная сверхпластичность, циклическая и радиационная стойкость.

Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) наряду с кручением под высоким давлением относится к методам ИПД, впервые использованным для получения ультрамелкозернистых металлов и сплавов [2]. При использовании ДКУП существует возможность принципиального изменения свойств металлов и сплавов при формировании в них ультрамелкозернистых структур, что позволяет реализовать сочетание высокой прочности и пластичности.

В данной работе процессы деформирования образцов при их движении по пересекающимся каналам исследуются численно методом конечных элементов в двумерной плоскодеформационной постановке в рамках упругопластической модели среды. Численное моделирование накопления повреждений в материале осуществляется на основе кинетической модели откольного разрушения.

В расчетах моделировалось поведение алюминиевых и медных образцов шириной 16 мм и длиной 65 мм. Начальная скорость образцов варьировалась в диапазоне 100 – 400 м/с. Угол пересечения каналов – 90^0. Материал матрицы – сталь. Между внутренней поверхностью матрицы и поверхностью образца реализованы условия скольжения.

Проведен анализ полей удельной энергии пластических деформаций и удельного объема микроповреждений. Обнаружены области микроповреждений, в которых может наступить макроразрушение образца, что представляет собой проблему, для решения которой необходимо проводить дальнейшие совместные численные и экспериментальные исследования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 07-08-00037, 08-08-12055, 09-08-99059), Минобрнауки РФ в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.1/5993) и в рамках гранта по Российско-американской программе «Фундаментальные исследования и высшее образование» (CRDF, RUX0-016-TO-06).

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы // М.: ИКЦ «Академкнига», 2007, 397 с.
2. Хомская И.В., Зельдович В.И, Шорохов Е.В. и др. Особенности формирования структуры в меди при динамическом канально-угловом прессовании // Физика металлов и металловедение, 2008, т. 105, № 6, с. 621-629.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Cu–3,5%Ag–0,2%Zr

Сергеев В. И.[1], Сафаров И. М.[2]

[1] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
[2] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
ilfat@anrb.ru

Получение нанокристаллических (НК) материалов является весьма перспективным направлением с точки зрения создания новых сплавов с уникальными физико-механическими свойствами. Но, несмотря на достаточно большое количество публикаций, посвященных проблемам формирования НК материалов и изучению их свойств, остается еще много невыясненных вопросов, поскольку большинство исследований ограничивались либо металлами, либо сплавами с простым фазовым составом. Например, вопрос получения НК структур в таких весьма важных в практическом отношении материалах как эвтектические сплавы, до сих пор остается недостаточно освещенным. Очень мало работ как по механизмам формирования НК структуры в сплавах такого сложного фазового состава, так и по проблемам взаимного влияния фазового состава и интенсивной пластической деформации (ИПД). Можно предположить, что хрупкие эвтектические сплавы, широко используемые в качестве теплостойких и высокопрочных материалов, в НК состоянии будут обладать большей пластичностью и прочностью, что позволит расширить диапазоны их рабочих температур и нагрузок.

В связи с этим было проведено исследование эволюции тонкой структуры и фазового состава сплава Cu–3,5%Ag–0,2%Zr при ИПД. Изучено влияние исходного фазового состояния на процессы формирования НК структуры при ИПД.

Деформирование образцов сплава проводилось кручением под высоким давлением. Установлено, что после ИПД доэвтектического сплава Cu–3,5%Ag–0,2%Zr формируется НК структура с размером кристаллитов менее 100 нм и повышенной твердостью 2500 МПа. Одновременно в процессе деформации разрушаются эвтектические прослойки по границам зерен, снижается объемная доля второй фазы на 5%, повышается концентрация легирующих элементов в матрице. Показано, что полученная НК структура термостабильна до 300°С. После отжига деформированных образцов сплава при температуре 300°С формируется НК структура матричного типа с размерами зерен 200 нм. Изменение твердости при отжиге определяется исходным до деформации фазовым состоянием. В состоянии, которое получено закалкой, твердость возрастает с 1400 МПа в деформированном состоянии до 1800 МПа после отжига при 300°С. Это обусловлено совместным прохождением процессов рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора.

Показано, что интенсивная пластическая деформация приводит к сильной трансформации фазовой структуры медного сплава. Установлено влияние исходного фазового состояния на процесс формирования НК структуры при ИПД сплава Cu–3,5%Ag–0,2%Zr. Выявлена четкая корреляция твердости со структурно-фазовым состоянием сплава до и после деформационно-термической обработки.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20 В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Абрамова М. М., Александров И. В., Bayramoğlu S., Gür C. Hakan

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия, abramovamm@yandex.ru
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия, iva@mail.rb.ru
Middle East Technical University, Ankara, Turkey, bayramoglusadik@yahoo.com
Middle East Technical University, Ankara, Turkey, chgur@metu.edu.tr

Одной из актуальных задач современного материаловедения является повышение физических и механических свойств сталей. Одним из возможных методов, приводящих к такому улучшению свойств за счет наноструктурирования, является метод интенсивной пластической деформаций (ИПД). Наиболее эффективным способом реализации ИПД является кручение под высоким давлением [1].

В настоящем докладе излагаются результаты исследований эволюции микроструктуры и микротвердости низкоуглеродистой стали 20 в ходе ИПД кручением. Кручение проводили под давлением 6 ГПа при температуре 300 °С в бойках с канавкой. Количество оборотов варьировали от 1 до 6. Эволюцию микроструктуры исследовали методом рентгеноструктурного анализа и измерением микротвердости.

Исследования показали, что при увеличении числа оборотов интенсивность рентгеновских пиков уменьшается, однако при этом монотонно увеличивается их уширение. Это свидетельствует об уменьшении размера кристаллитов и увеличении упругих микроискажений в кристаллической решетке. При этом после 3 оборотов наблюдается насыщение. Параллельные исследования методом измерения магнитного шума (эффект Баркгаузена) также коррелируют с результатами исследований методом РСА.

По данным микротвердости видно, что в исходном состоянии значения микротвердости в центре и на периферии образца одинаковы (1570 МПа). Однако, уже после первого оборота при кручении под высоким давлением микротвердость резко возросла (до 3490 МПа в середине радиуса). Однако, в центре образца рост произошел не столь резко как на периферии. При увеличении числа оборотов данный характер закономерности сохранился.

Данные результаты свидетельствуют о том, что ИПД кручением приводит к существенному измельчению микроструктуры, росту упругих напряжений и повышению микротвердости стали 20. После 3 оборотов наблюдается насыщение в измельчении зерен, уровне упругих напряжений и значениях микротвердости. Однако, интенсивность измельчения и величина упругих напряжений выше на периферии и менее выражены в центре всех деформированных образцов. Повысить однородность можно варьируя глубину канавки при кручении, давление или температуру обработки, что и является целью дальнейших исследований.

1. Валиев Р. З., Александров И. В. //Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398с.

КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ СТАРЕНИИ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю. В., Покоев А. В., Майорова О. Н.

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

Старение при повышенных температурах является фазовым превращением, в ходе которого происходит преобразование одних фаз в другие и образование новых. Данный процесс является фазовым переходом первого рода, при котором плотность вещества меняется скачком. На самом деле, плотность является одной из важнейших физико-химических характеристик вещества, так как величина плотности вещества зависит от его внутреннего строения (взаимного расположения молекул, расстояния между ними). В связи с этим, целью данной работы являлось определение плотности бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в импульсном магнитном поле (ИМП) методом гидростатического взвешивания [1].

Методом гидростатического взвешивания определили плотность закалённых образцов и образцов, состаренных при температурах 300, 350 и 400 °С с временем выдержки от 0,17 до 2 ч в ИМП амплитудой напряженности 557,2 кА/м (7 кЭ), частотой 2 Гц и в его отсутствие.

Значение плотности каждого из образцов получены усреднением по 3 измерениям. Относительная ошибка среднего значения плотности составила 0,01%. Достоверность полученных данных подтверждается схожестью их значений с литературными данными: измеренная плотность закаленных образцов в среднем составляет 8,2981 г/см^3, а по данным одного из источников она составляет 8,230 г/см^3 [2]. Для образцов, состаренных без наложения поля плотность больше, чем у соответствующих образцов состаренных в ИМП, что свидетельствует о более «рыхлой» структуре сплава. При увеличении времени отжига плотность резко увеличивается при обеих температурах, а затем при 0,5 ч начинает спадать, что указывает на многостадийность процесса старения.

Кроме этого, наблюдается вполне объяснимая корреляция в поведении графиков зависимости микротвердости и плотности от времени старения. Полученные результаты можно интерпретировать следующим образом: плотность сплава является многофакторной характеристикой и зависит от количества фазовых выделений, их размеров и соотношения объемов выделений и остаточного твердого раствора, а также дефектности структуры.

Таким образом, экспериментальные данные показывают, что плотность бериллиевой бронзы чувствительна к наложению магнитного поля, что и определяет научный и практический интерес к пикнометрическим исследованиям в направлении установления механизмов магнитопластического эффекта в данном сплаве.

1. Физика металлов. Раздел: Физические свойства металлов и сплавов. Лабораторный практикум. Москва: МИСиС, 2000. 202с.
2. Справочник «Цветные металлы и сплавы, применяемые в электронной промышленности». Научно исследовательский институт, 1972. - 125 с.

ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Al–Si СПЛАВОВ

Бибиков А. М., Журавель Л. В., Михеев В. А., Пеняева Л. Н.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,
ojv@ssu.samara.ru

Изменение внутреннего строения материала соответствующим образом отражается на его свойствах. В последние десятилетия высокими темпами разрабатываются новые материалы, призванные обеспечить решения сложнейших научно-технических проблем. Одной из технологий, обеспечивающей определенные физико-механические характеристики изделий, является акустическое воздействие на структуру и получение свойств материалов, близких к расчетным.

Так, структура отливки, образующаяся сразу после затвердевания, определяет многие свойства конечного изделия. Это справедливо как для фасонных отливок, так и для слитков, несмотря на распространенное мнение, что дефекты могут быть ликвидированы при дальнейшей обработке давлением. На практике многие дефекты, проходя через все стадии изготовления, доходят до готового изделия. Наличие значительных дефектов не позволяет получить желаемые механические свойства, а колебания в химическом составе приводят к тому, что коррозионные и усталостные свойства в разных местах изделия становятся различными.

Для специалистов литейного производства важно получить в закристаллизованном состоянии металл, однородный по химическому составу, не содержащий значительных дефектов и обладающий определенными, одинаковыми по всему объему механическими и физическими свойствами. Одна из основных трудностей в решении поставленной задачи заключается в том, что металлы состоят из неизотропных кристаллов, которые при затвердевании могут сгруппироваться таким образом, что образуется макроскопически анизотропное и потому неоднородное твердое тело.

Предлагаемая методика позволяет воздействием слабых акустических колебаний радиочастотного диапазона определенной частоты и амплитуды получить мелкозернистую структуру. В ней реализуется электромагнитно-акустическое преобразование и управляющее резонансное воздействие на надмолекулярные структуры (нанокластеры) объекта или среды, в которой происходят фазовые превращения.

В работе приведены исследования по влиянию акустических воздействий на структурообразование сплава АК9ч, применяемого для изготовления различных деталей (диски, поршни двигателей автомобилей и т.д.), применяемых в автомобильной промышленности.

Показано, что акустическое воздействие приводит к изменению среднего размера зерна α – твердого раствора с 85 – 90 мкм до 50 мкм, среднего размера включений кремния с 20 мкм до 10 мкм и повышению прочности на 15 – 20%, при этом происходит перераспределение легирующих элементов в твердом растворе, что обеспечивает изотропность свойств материала.

УЛУЧШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ КОНТАКТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗА СЧЕТ ИОННО–ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Киселева Т. Д., Болочагина А. С.

Самарский государственный университет, Самара, Россия,
ojv@ssu.samara.ru

Перспективы продвижения высоких технологий требуют отказа от гальваники в производстве покрытий подшипников с целью повышения экологической безопасности производства и самих покрытий, в основном за счет исключения свинца из химического состава покрытий.

Метод ионной имплантации имеет ряд преимуществ, важных с технологической точки зрения: сокращение длительности процесса введения примесей, однородность распределения и воспроизводимость параметров, возможность точного контроля количества вводимых атомов примеси простым интегрированием тока, что особенно важно при низких концентрациях металлов, менее жесткие требования к чистоте легирующих материалов, поскольку они разделяются по массам в ускорителе, отсутствие необходимости поддерживать высокую температуру в процессе имплантации, малая глубина внедрения ионов (в общем случае менее нескольких микрон), отсюда – возможность легирования тонких приповерхностных слоев с очень крутым градиентом концентрации примесей; многоступенчатая имплантация посредством изменения ускоряющего напряжения позволяет относительно свободно выбирать профиль распределения имплантированных примесей.

Исследование предусматривало замену в производственном цикле устаревшей, вредной для здоровья человека технологии получения покрытий на современную экологически чистую технологию имплантировния примесей и формирования покрытий с более высокими техническими и экономическими характеристиками.

Все заготовки после ионного напыления контролировались на сканирующем микроскопе для определения химического состава поверхности. На поперечных шлифах исследована зона контакта между свинцовистой бронзой, никелевой прослойкой и покрытием, состоящем из алюминия и олова. В случае отсутствия качественного контактного соединения проводились дополнительные отжиги с наложением магнитно-импульсной обработки, что существенно для улучшения соединения, т.к. никель является магнио-активным материалом. Такие отжиги приводят к упрочнению рабочей поверхности вкладыша, что связано с равномерным переходом концентрации через границу раздела. Фрактогафическими методами с применением электронного микроскопа на просвет исследован рельеф контактной поверхности вкладышей. Рентгеноструктурным анализом изучено уширение интерференционных линий, связанных со строение разрабатываемых материалов, а также фазовый анализ, на основании которого проведена интерпретация технологических операций и даны рекомендации по их улучшению.

ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ИЗ БЕНТОНИТА С ДОБАВКОЙ ДОЛОМИТА

Ширин-заде Н. А., Ганбаров Д. М., Ширин-заде И. Н.*

Институт Химических Проблем НАН Азербайджана,
АзАСУ, Баку. Азербайджан

Комплексными физико-химическими методами анализа (рентгенографический, рентгеноспектральный, дериватографический и ИК-спектроскопический) установлено, что основным породообразующим минералом является монтмориллонит в составе бентонитовых глин Даш-Салахлинского месторождения. Содержания этого минерала в исследованных образцах бентонитов составляет 80–85%. А остальными сопутствующими фазами являются кристобалит, кальцит, кварц, плагиоклаз и биотит.

Установленный фазовый и химический составы исследованных образцов бентонита позволили использовать их в качестве сырья для получения керамического материала с высокой прочностью и термической устойчивостью.

Керамический материал получен из бентонита составом (вес.%): SiO_2–57,70; TiO_2–1,04; Al_2O_3–13,75; Fe_2O_3–5,36; FeO–0,20; CaO–2,49; MgO–3,13; Na_2O–1,74; K_2O–0,24; P_2O_5–0,16; SO_3–0,65; п.п.п.–13,40. К этому составу добавляется 3–5% доломит с целью понижения температуры образования муллита ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) и кристобалита (SiO_2). Кроме того, на понижение температуры влияет и образование шпинеля – $MgAl_2O_4$, который ускоряет реакцию разложения глинистых минералов с последующим образованием того же муллита и кристобалита.

Обжиг бентонитовой глины с добавкой доломита проводился при температуре 900_1100^{0}C, при котором установлены следующие последовательные процессы: удаление оставшейся влаги, выгорание примесей органического происхождения, дегидратация глинистых минералов, полиморфные превращения кремнезема, разложение карбонатов и доломита с образованием оксидов (MgO,CaO),твердофазовые реакции образования шпинеля, муллита, появление расплава и спекание.

Определены важнейшие свойства полученных керамических материалов такие как, истинная и средняя плотность, прочность, водопоглощение и морозостойкость. Установлена зависимость этих свойств от степени спекания глиняной массы, в том числе от процесса муллитообразования.

Водопоглощение материала составляет 8–10%, прочность при сжатии – 180 ± 5 МПа. Морозостойкость характеризуется 30-кратным замораживанием при – 15^{0}C с последующим оттаиванием при + 15^{0}C без признаков разрушения.

1. Гамзаев О.Д., Ализаде Х.А., Гаджиев Т.Г. и др. щелочных бентонитовых глин в Азербайджанской ССР. В сб. «Бентониты». М. Наука, стр. 82-88.
2. В.Ф.Павлов. Физико-химические основы обжига изделий строительной керамики. Москва.- 1977.-237 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БАЗИСНОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$

Имаев М. Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marcel@imsp.da.ru

После открытия высокотемпературной сверхпроводимости прогресс в развитии электроники и энергетики во многом связывают с применением ВТСП материалов. Одним из наиболее перспективных и технологичных ВТСП материалов является керамика $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123). Благодаря простоте получения, нетоксичности, а также ряду других благоприятных физических свойств, этот материал во многих отношениях является также и модельным.

Для практического применения весьма перспективны объемные, в частности, осесимметричные изделия – кольца, трубки, диски. Одним из методов получения таких изделий может стать горячее кручение под квазигидростатическим давлением (КД), которое позволяет получать острую базисную текстуру и высокие сверхпроводящие свойства [1, 2].

Ранее было установлено, что максимальная текстура образуется при КД в интервале макроскопического плавления фазы Y123 (1000–1040^{o}C) [2]. Основным механизмом формирования базисной компоненты текстуры является разворот и укладка зерен пластинчатой формы в жидкофазной зернограничной пленке. В данной работе исследовали влияние других условий деформации (скорости и угла кручения, давления) на степень и однородность базисной текстуры. Деформацию проводили на машине сложного нагружения У10/КС50. Исходные образцы представляли собой спеченные таблетки диаметром 10 мм и высотой 2мм. Скорость кручения составляла $4x10^{-4}$ – $1{,}5\cdot10^{-3}$ об/мин, углы кручения 0–105°, давление 5–20 МПа.

Последовательное сошлифовывание образцов по толщине показало, что вблизи подложек текстура слабее, чем в сердцевине. В сердцевине текстура высокая и достаточно однородная по толщине образца. Неоднородность текстуры присутствует и вдоль радиуса образца; в центре текстура чуть слабее, чем на периферии. Варьирование нагрузки показало, что в интервале 5–20 МПа давление слабо влияет на уровень базисной текстуры. Скорость кручения сильно влияет на фактор *F*. При углах кручения до 105° степень текстуры увеличивается при уменьшении скорости кручения. Наиболее высокое значение текстуры (F = 0,95) было получено при T = 1008^{o}C, скорости кручения $4x10^{-4}$ об/мин и угле кручения 90^o.

С увеличением степени деформации и температуры текстура размывается из-за выделения частиц Y211 в процессе инконгруентного плавления Y123. В работе обсуждаются особенности влияния на текстуру деформации микроструктуры исходных спеченных образцов, а также пути дальнейшего усиления текстуры.

1. M.F. Imayev, R.R. Daminov, M. Reissner, W. Steiner, M.V. Makarova, P.E. Kazin, Physica C, 2007,v. 467, 14-26.
2. M.F. Imayev, D.B. Kabirova, A.V. Dementyev, «New Research on YBCO Superconductors», Nova Science Publishers, NY, 2008, p. 235-252.

ВЛИЯНИЕ РОСТА ЗЕРЕН НА ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$

Имаев М. Ф.[1], Кабирова Д. Б.[1], Букреева В. А.[2], Хазгалиев Р.Г.[2]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

Перспективным методом получения острой текстуры в ВТСП керамике $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (123) является горячая деформация [1]. Целью данной работы было исследовать влияние параметров микроструктуры исходных спеченных образцов керамики 123 на формирование базисной текстуры при горячей осадке.

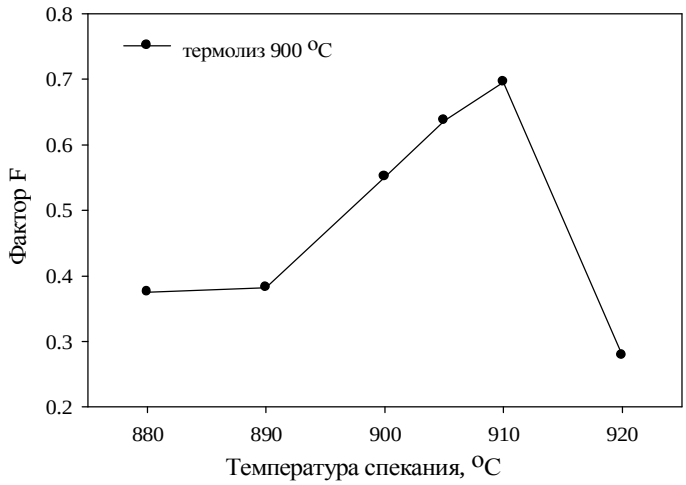


Рис.1. Зависимость степени базисной текстуры (фактор *F*) деформированных образцов от температуры спекания.

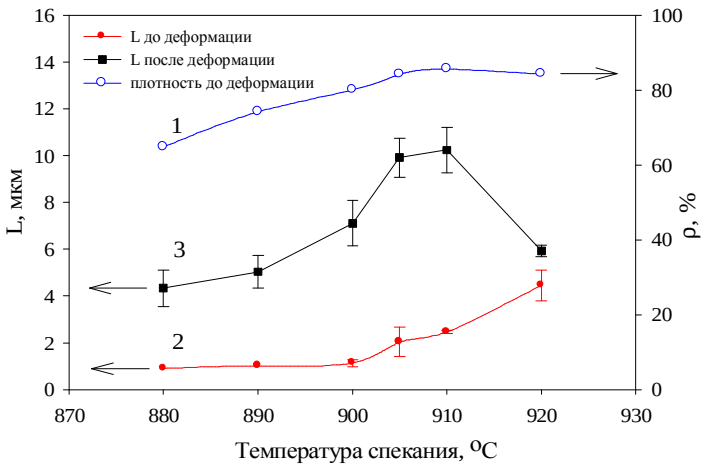


Рис.2. Зависимость плотности (1) и размера зерен *L* недеформированных образцов (2), а также размера зерен деформированных образцов (3) от температуры спекания.

Порошок $YBa_2Cu_3(NO_3)_x$ разлагали при T = 800, 850 и 900°C, компактировали в таблетки и спекали в интервале температур 880–920°C. Полученные образцы деформировали по режиму: нагрев с V = 10 град/мин до 1008°C, выдержка под давлением 10 МПа, 1 мин и охлаждение с V = 5 град/мин. Степень базисной текстуры оценивали методом Лотгеринга (фактор *F*) [2].

Установлено, что размеры зерен, плотность и текстура зависят, в основном, от температуры спекания и в значительно меньшей степени от температуры термолиза. Максимальная текстура формируется в образцах спеченных при 905–910°C (рис. 1). В этих же образцах происходит наибольший рост зерен при деформации (рис.2 , кривая 3). Причиной сильного роста зерен в этих образцах является неоднородная пористость, возникающая при переходе в районе ρ ≈ 84% от открытой пористости к закрытой. Неоднородная пористость приводит к сильной неоднородности в размерах зерен, т.к. в местах исчезновения пор вырастают относительно крупные зерна-пластины 123. При нагреве до температуры деформации и в ходе самой деформации такие зерна вырастают еще больше, т.к. имеют преимущество в размере по сравнению с

мелкозернистым окружением. В работе обсуждаются механизмы деформации керамики 123, оценивается вклад направленного роста зерен в формирование текстуры.

1. M.F. Imayev, D.B. Kabirova, A.V. Dementyev, «New Research on YBCO Superconductors», Nova Science Publishers, NY, 2008, p. 235-252.
2. F.K. Lotgering, J. Inorg. Nucl. Chem., 9 (1959), p. 113.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ ФАЗЫ Bi2223 В УСЛОВИЯХ НЕБОЛЬШОГО КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

Имаев М. Ф.[1], Газизов М. Р.[1,2], Малофеев С. С.[1,2], Хазгалиев Р. Г.[1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

Ранее было обнаружено, что в условиях высокотемпературной деформации ВТСП керамики $Bi(Pb)_2Sr_2Ca_2Cu_3O_{10+\delta}$. (2223) кручением под давлением (КД) температура плавления (перитектического распада) фазы 2223 смещается в область более высоких температур. Целью данной работы было исследовать этот эффект более подробно, сравнив температуры и продукты распада 2223 в условиях КД и без него.

Образцы керамики 2223 Ø10 мм и h = 2 мм были получены холодным компактированием и спеканием при 855^0C, 24 ч. Далее часть образцов деформировали КД в интервале температур 915–930^0C. Скорость кручения – $1{,}5\cdot10^{-3}$ об/мин, угол кручения - 90^0, осевая нагрузка – 250 кг. Другую часть образцов отжигали без давления при температурах 865^0C, 875^0C, 885^0C, 895^0C, 905^0C и 915^0C, 30 мин.

Установлено, что без давления сверхпроводящая фаза 2223 начинает распадаться чуть выше 855^0C. Выше 875 ^{0}C фаза 2223 на дифрактограмме не обнаруживается. В условиях КД температурный интервал распада фазы составляет 915–922^0C.

Обнаружено, что фазовый состав продуктов распада 2223 в условиях КД и без него различен. При распаде 2223 без КД образуются фазы 2201, 2212, $(Sr, Ca)_{14}Cu_{24}O_{41}$, $(Sr, Ca)_2CuO_2$, в то время как в условиях КД распад протекает без образования фазы 2201.

Обсуждается природа распада фазы 2223 в условиях КД. По-видимому, избыточный кислород (индекс δ) корректирует и стабилизирует решетку фазы 2223. Поэтому наиболее вероятной причиной увеличения температуры перитектического распада фазы 2223 в условиях КД является «запирание» в кристаллической решетке избыточного кислорода. «Запирание» избыточного кислорода становится возможным благодаря снижению модуля упругости и повышению сжимаемости решетки 2223 в предплавильной области температур.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Митлина Л. А., Виноградова М. Р., Косарева Е. А., Бадртдинов Г. С.

СамГТУ, Самара, Россия
physics@samgty.ru

Микро- и наноминиатюризация различных технических систем и устройств ставят задачу изучения механических свойств материалов, пригодных для их создания. Монокристаллические пленки феррошпинелей, имеющие высокую намагниченность и большие поля анизотропии могут быть использованы для разработки СВЧ – устройств на их основе. Эти материалы обладают микро – и наноструктурной неоднородностью, поэтому представляет интерес исследование различных методов обработки данных материалов с целью получения более однородной структуры и улучшения практически важных параметров.

В данной работе рассматривается влияние лазерного облучения на микротвердость, внутренние напряжения и магнитные потери. Пленки марганцевых феррошпинелей, полученных методом химических транспортных реакций на (001) плоскости оксида магния, облучались двумя способами:

- непрерывным облучением лазера на неодимовом стекле ($h\nu$ ~ 1,17эВ, λ~1,06 мкм);
- импульсным облучением лазера на парах меди длительностью 10 мс, длиной волны λ ~ 0,7 мкм.

Исследование микротвердости проводились на приборе ПМТ-3М путем вдавливания алмазной пирамидки Виккерса. Внутренние напряжения оценивались из измерений резонансных полей по легкой и трудной оси в трехсантиметровом диапазоне длин волн. Получены следующие результаты.

При обработке лазером, работающим в режиме непрерывной инерции:

- по данным исследований зависимостей $P = ad^n$, $P = bD^m$ происходит рост интенсивности упругопластического деформирования (~ 7%) и уменьшение интенсивности хрупкого разрушения (~18%).
- по данным исследований зависимости микротвердости от глубины внедрения индентора наблюдается упрочнение поверхностного слоя;
- по данным ферромагнитного резонанса уменьшаются поля анизотропии (~ 4÷20%), снижаются магнитные потери (~ 50%), увеличивается время релаксации, растут внутренние напряжения (~ 17÷23%);

При обработке лазером в импульсном режиме отмечается значительный рост внутренних напряжений (в 4 раза), полей анизотропии (~20%) и эффективных магнитных потерь.

Таким образом, анализ представленных результатов указывает на перспективность использования облучения лазером, работающим в режиме непрерывной генерации для улучшения однородности структуры, прочностных и магнитных параметров монокристаллических пленок феррошпинелей.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ И ЭТОКСИСИЛАНОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Жильцова С. В., Михальчук В. М., Григоренко Т. И., Белошенко В. А.

Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
svetlana_zhiltsova@rambler.ru

Для улучшения характеристик полимерных материалов в органическую матрицу вводят неорганический наполнитель, который оказывает армирующее действие и позволяет повысить прочность и механические свойства композитов по сравнению с немодифицированным полимером. Существует несколько способов введения наполнителя в органическую матрицу. В последнее время широкое распространение получила золь-гель технология, которая позволяет получать композиционные материалы с равномерно диспергированными частицами наполнителя нанометровых размеров. Целью данной работы было установление влияния соотношения и общего количества этоксисилановых прекурсоров, используемых для формирования частиц нанокремнезема, на прочностные характеристики эпоксидно-кремнеземных композитов, полученных золь-гель методом.

Для формирования органической матрицы использовали триэпоксид на основе 1,1-диметилол-3-циклогексена, отвердитель изо-метилтетрагидрофталевый ангидрид и ускоритель отверждения – 2,4,6-(трис-N,N-диметиламинометил)-фенол. Для получения полисилоксановых частиц использовали тетраэтоксисилан и глицидоксипропилтриэтоксисилан в разных молярных соотношениях. Для катализа гидролиза этоксисиланов использовали водный раствор азотной кислоты, общее значение pH составляло 1,5 – 2. Содержание полисилоксановых частиц в системе варьировали от 1 до 10 мас%. Формирование эпоксидно-силоксановых частиц начиналось как в присутствие, так и в отсутствие эпоксидной смолы, которую добавляли уже непосредственно перед вакуумированием системы для удаления продуктов гидролиза и конденсации этоксисиланов.

Адгезионную прочность при отрыве определяли на алюминиевых образцах согласно ГОСТ 14760-69. Показано, что независимо от соотношения этоксисланов наблюдается повышение прочности клеевых соединений композитов по сравнению с немодифицированным полимером в области концентраций наполнителя 1,5 – 3 мас%. При дальнейшем увеличении концентрации полисилоксановых частиц значение прочности снижается до первоначального уровня. Такое явление можно объяснить формированием в области малых добавок трехмерной сетки из частиц наполнителя, которые расположены достаточно близко друг к другу, что приводит к межмолекулярным взаимодействиям и уплотнению структуры полимера. Снижение прочности клеевых соединений с повышением содержания наполнителя связано с эффектом пластификации композитов, происходящей за счет агрегации полисилоксановых частиц и, как следствие, нарушения топологической структуры гибридных материалов. Следует отметить, что условия формирования золя практически не влияют на значения прочности: системы с формированием золя в присутствие эпоксидной смолы обладают несколько более низкой прочностью, что может быть связано с раскрытием эпоксидных групп смолы под действием кислотного катализатора гидролиза этоксисиланов.

Таким образом, установлено влияния процедуры приготовления золей и содержания нанонаполнителя на значение прочности клеевых соединений к алюминиевым субстратам эпоксидно-силоксановых композитов, полученных золь-гель методом.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Закирова А. А.[1], Зарипова Р. Г. [2]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа*
[2] *Уфимский государствкеенный авиационный технический университет, Уфа, Россия*
karabaka02@mail.ru

Прочность широко используемых коррозионностойких сталей принято повышать термомеханической обработкой за счет формирования в них полигонизованной структуры. Измельчение зерен оказалось более эффективным способом упрочнения этих материалов, как ранее было показано авторами на примере субмикрокристаллических нержавеющих аустенитных сталей, полученных методами всесторонней ковки и криогенной деформации. В этой связи является актуальным дальнейшее исследование формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в нержавеющих сталях, её влияния на свойства и деформационное поведение.

В настоящей работе представлены особенности структуры свойств и деформационного поведения коррозионностойкой стали после интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) реализованного при 400°С в 4 перехода.

Использованная в работе обработка стали 12Х18Н10Т привела к:

- образованию в прутке волокнистой микроструктуры;
- измельчению структуры до УМЗ состояния с образованием преимущественно субзеренной тонкой структуры с высокой плотностью дефектов и средним размером структурных составляющих 200 нм;
- изменению направления кристаллографической текстуры, уменьшению размеров областей когерентного рассеяния, с сохранением без изменений фазового состава стали, микронапряжений и периода кристаллической решетки;
- формированию УМЗ структуры, стабильной до температуры 600°С, выше которой начинается рост зерен, существенно снижается твердость и микротвердость;
- двукратному повышению прочностных свойств, снижению относительного удлинения (в 4 раза) и относительного сужения (на 10%) по сравнению с состоянием поставки;
- более высоким скоростям релаксации напряжений во время деформаций растяжением ($Т_{деф.}=20^0$С, скорость деформации 10^{-3} $с^{-1}$) по сравнению с крупнозернистым состоянием, но более низким по отношению к УМЗ стали, полученной криогенной деформацией;
- формированию в стали вязкого типа разрушения;
- смене механизма деформации с внутризеренного дислокационного скольжения в КЗ состоянии на механизм, предположительно заключающийся в формировании полос деформации, охватывающих группы зерен.

Работа выполнена в рамках работ по государственному контракту (№02.513.11.3196) совместно с Институтом физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета (ИФПМ УГАТУ).

НЕФТЕПРОВОДНЫЕ ТРУБЫ С КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА УРОВНЕ СВАРИВАЕМОГО МЕТАЛЛА

Выбойщик Л. М., Лучкин Р. С.

Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
wervolff@inbox.ru

Сварные соединения, вследствие резко выраженной структурной, механической и электрохимической неоднородностей, отличаются пониженной стойкостью к коррозионно-механическому разрушению и лимитируют технический ресурс труб. В работе рассматриваются принципы и возможности получения сварных соединений, имеющих коррозионную стойкость на уровне свариваемых сталей, и создание технологии высокочастотной сварки (ВЧС) и послесварочной термической обработки, обеспечивающие необходимую структуру и свойства соединений.

Предложена схема, описывающая формирование структуры сварных соединений однородных металлических материалов, на основе которой сделан анализ структуры сварных соединений труб Ø 219 х 8,0 мм из стали 13ХФА. Рассчитан термический цикл сварки и показано что нагрев до 1500^0С происходит за 0,6 с, а охлаждение до 400^0С за 6 секунд, что привело к формированию в сварном соединении мартенсито-бейнитных структур. Последующий высокотемпературный отпуск при 720^0С обеспечил получение феррито-перлитных структур с зернистой формой карбидных частиц размером менее 0,3 мкм.

Структурное состояние зон сварного соединения оценивали по основным параметрам, определяющим коррозионную стойкость: фазовый состав; загрязненность и распределение неметаллических включений; размер зерна; дисперсность и распределение карбидной фазы и сравнивали со структурой основного металла.

Короткий по времени термический цикл сварки и последующий отпуск при температуре 720^0С обеспечили близкое структурное состояние сварных соединений и основного металла труб из стали 13ХФА по фазовому составу, размеру зерна и дисперсности карбидных включений. В сварных соединениях, размер зерна в зоне сплавления, переходной зоне и в зоне крупных кристаллов практически соответствует величине зерна основного металла (11-12 балл), а в зоне мелких кристаллов дополнительно уменьшается до 13 балла. Более 90% карбидных включений в сварных соединениях и основном металле труб имеют размер менее 0,3 мкм.

В качестве оценки критериев эксплуатационной надежности сварных соединений предлагается использовать эталонные структуры сварного соединения, несоответствие которым является отбраковочным признаком. Эталоны структур разработаны на основе проведенных исследований и соответствуют структурному состоянию сварного соединения, имеющему наиболее высокие коррозионные и механические свойства.

ТЕРМОДИНАМИКА, КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ И ХАРАКТЕРИСТИКИ УСТАЛОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

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

Устаолостная деформация материалов развивается неоднородно во времени и по объему на разных взаимосвязанных уровнях локализации деформации, содержащих большое число взаимодействующих дефектов: вакансий, дислокаций границ зерен, микротрещин и др. При усталостной деформации локально выполняются первый и второй принципы термодинамики. Законы, связывающие напряженное состояние с деформацией тела, можно искать на основе термодинамики необратимых процессов, когда для описания состояния системы вводятся энтропия и термодинамические потенциалы, а для описания необратимых процессов - диссипативная функция. Каждый локальный микромеханизм необратимой деформации играет основную роль в определенных термомеханических условиях, задаваемых критическими значениями параметров: напряжений, температуры, плотности дефектов и т.п., образует различные пространственные и временные диссипативные структуры (плотности дефектов, автоколебательные, волновые и др.). При усталостном разрушении металлов и сплавов экспериментально наблюдают различные виды дислокационной субструктуры: однородное, полигональное, ячеистое, полосовое и фрагментированное распределение, которые и определяют кривую усталости и предел выносливости материалов. Рассмотрена кинетика усталостного деформирования и разрушения материала, когда развивается дислокационное скольжение, а также образуются микротрещины и макротрещины. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности с источником тепла от потока дислокаций, деформации образца в машине, кинетики вакансий, плотности дислокаций, плотности дислокационных диполей, плотности дисклинаций, описывающих малоугловые и большеугловые границы. Уравнение равновесия записывалось для эффективных напряжений, состоящих из термоупругих и внутренних напряжений, создаваемых неизвестной плотностью дислокаций. Граничные условия соответствовали жесткой и мягкой схеме нагружения. Уравнения кинетики дислокаций включают следующие слагаемые: плотность термоактивационных источников дислокаций, член, описывающий взаимную аннигиляцию дислокаций в приближении среднего времени аннигиляции, диффузионный член, описывающий неоднородное распределение дислокаций. Скорость дислокаций контролируется термоактивационными механизмами скольжения и переползания. Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить кривую усталости, показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии благодаря слиянию микротрещин превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных, дисклинационных и др.). Сформулирована система уравнений кинетики микротрещин, описывающей основные процессы: зарождение микротрещин, залечивание, слияние в макротрещину. При достижении критической плотности дислокаций, дисклинаций происходит зарождение субмикротрещин. Критическая плотность микротрещин описывает зарождение макротрещины и кривую усталости. Предел выносливости определяется стационарным решением для плотности дислокаций и микротрещин.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗМЕР ЗЕРНА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

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

Одними из современных перспективных конструкционных материалов являются нанокристаллические материалы. Их можно получать технологиями различных видов интенсивной пластической деформации, которая осуществляется действием процессов самоорганизации в дислокационной и дисклинационной кинетике. При этом происходит эволюция дислокационной и дисклинационной структуры через различные виды: субграницы – дисклинации – ячейки – границы зерен.

В данной работе исследована зависимость микроструктуры объемных нанокристаллических материалов от параметров интенсивной пластической деформации. Сформулированы уравнения кинетики дислокаций, проведен анализ основных классов решений уравнений кинетики и диссипативных структур и условий их проявления в зависимости от термомеханических условий деформирования. Показана возможность применения термодинамических, синергетических и кинетических подходов к анализу влияния параметров интенсивной пластической деформации на микроструктуру объемных нанокристаллических материалов. Проведен анализ зависимости размера зерен объемных наноматериалов от плотности дислокаций и степени деформации. Показано, что для образования ячеистой структуры необходима некоторая критическая степень деформации. Получена оценка минимального размера нанозеренной структуры, которую можно получить интенсивной пластической деформацией без давления (в схемах, применяющих давление, в энергетических условиях необходимо учитывать влияние давления). Показано, что минимальная величина нанозерна будет определяться максимально достижимой плотностью дислокаций. Получена зависимость размера зерен от плотности дислокации и степени деформации и сопоставлена с данными эксперимента. Исследовано влияние энергии дефекта упаковки на размер зерен при интенсивной пластической деформации. Показано, что с увеличением энергии дефекта упаковки размер зерен увеличивается логарифмически слабо. Проведен кинетический анализ условий влияния давления на размер зерен объемных наноматериалов, получаемых интенсивной пластической деформацией. Теоретическая зависимость сравнивается с экспериментальными данными. При анализе условий влияния температуры на размер зерен объемных наноматериалов, получаемых интенсивной пластической деформацией также можно использовать термодинамический, синергетический и кинетический подходы. Показано, что размер зерен увеличивается с повышением температуры. Оптимальный для получения нанозерна температурный режим будет определяется минимумом кинетического условия. Анализ условий влияния скорости деформирования показал, что при малых скоростях интенсивной пластической деформации в кинетике самоорганизации дислокационной и дисклинационной структуры большую роль начинают играть релаксационные процессы. Проведен анализ тепловыделения при интенсивной пластической деформации и его влияние на размер зерен объемных наноматериалов.

ВЕЙВЛЕТ АНАЛИЗ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ МЕХАНИЗМОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

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

Перспективным методом неразрушающего технического диагностирования и оценки ресурса элементов конструкций является метод акустической эмиссии. Контроль осуществляется путем анализа сигналов акустической эмиссии в рабочих условиях при эксплуатации объекта. Получаемые упругие сигналы позволяют судить о локальной деформации и разрушении материалов, процессе накопления дефектов и образовании макротрещины. В ряде работ изучено звуковое излучение от элементарных микромеханизмов пластической деформации: зарождения, движения, аннигиляции и выходе на поверхность дислокаций. Однако для анализа и физической интерпретации акустического сигнала при пластической деформации и разрушении необходимо знать упругое излучение, возникающее в кинетике полос скольжения, микротрещин и макротрещин как основных микромеханизмов, обеспечивающих пластическую деформацию и разрушение материалов. Для оценки состояния и остаточного ресурса материала необходимо проводить интерпретацию статистики дефектов по акустической эмиссии.

В работе рассмотрены задачи определения звуковых, упругих полей от полос скольжения, микротрещин и макротрещин и предложена методика вейвлет идентификации микромеханизмов при акустической диагностике. Рассмотрен плоский ансамбль дислокаций, моделирующий полосу скольжения, микротрещину и макротрещину и двигающийся под действием приложенных напряжений. Получены выражения для вектора упругих смещений и тензора напряжений при нестационарном движении дислокационного ансамбля. Проведено численное моделирование вектора упругих смещений и тензора напряжений. Построены спектральные и фазовые портреты звуковых полей от полос скольжения, микротрещин и макротрещин при различных режимах нагружения в приближении волновой зоны. Рассмотрены ансамбли дефектов с различным статистическим распределением: однородное распределение, с различной толщиной и длиной дефекта, различные виды неоднородного распределения: гармоническое, субгармоническое, кноидальное. С помощью полученного набора портретов элементарных микромеханизмов можно проводить анализ акустического сигнала с целью диагностики и контроля состояния материала. Однако спектральный анализ не достаточно улавливает динамику изменения спектра сигнала, так как в измеряемом сигнале присутствуют разные типы элементарных сигналов от ансамблей развивающихся, взаимодействующих и самоорганизующихся дефектов: полос скольжения, микротрещин и макротрещины. Поэтому возникает задача оптимальной фильтрации сигнала для выявления элементарных сигналов. Обзор и сравнение современных методов фильтрации и обработки различных типов сигналов показывает, что наиболее эффективными для акустической диагностики могут быть методы фрактального и вейвлет анализа. Вейвлетный анализ основан, как и спектральный, на разложении сигнала в дискретный или непрерывный ряд по солитоноподобным функциям, в отличие от Фурье преобразования, использующего гармонические функции. Для получения вейвлет портретов элементарных механизмов использовался математический программный пакет MatLab. Были построены вейвлет преобразования звукового излучения от полосы скольжения, микротрещины и макротрещины и их ансамблей при различных условиях деформирования.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ПОВЕРХНОСТИ

Емалетдинов А. К., Алетдинов А. Ф.

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

Шлифование является наиболее распространенным методом финишной обработки материалов. При шлифовании повышение локальных температуры и напряжений приводит к протеканию структурных превращений, в том числе к изменению дислокационной структуры в приповерхностном слое, что в конечном итоге и определяет физико-химические свойства и качество поверхности. Таким образом, металл подвергается вынужденной термомеханической обработке. В связи с широким внедрением в промышленность сплавов на основе магния, титана и алюминия, а также новых марок сталей и других материалов, чувствительных к тепловым воздействиям, изучение тепловых и деформационных процессов при шлифовании приобретает важное практическое значение.

В данной работе проведено моделирование тепловыделения и эволюции дислокационной структуры в процессе шлифования с целью управления качеством поверхности. При исследовании состояния материалов и физико-химических превращений при шлифовании важным параметром является локальная температура, которая может достигать значений до 10^3К, а скорость охлаждения до 10^5 К/с. Процесс шлифования моделируется в виде контакта двух шероховатых полупространств: шлифовального (круга) и шлифуемого материала. Принята обычная модель описания шероховатой поверхности в виде набора микровыступов правильной геометрической формы, пространственное расположение которых моделирует распределение материала в поверхностном слое. Рассмотрена постановка микроскопической задачи описания тепловых полей, создаваемых упруго-пластической деформацией металла приповерхностной зоны. Источниками повышения температуры являются: пластическая деформация контактного трения и адиабатический разогрев материала. Система включает уравнения: движения среды, состояния, совместности, сплошности, кинетики дислокаций. Тепловые поля от движущихся дислокаций описываются уравнениями связанной термоупругости. Проведено моделирование тепловой задачи для локального повышения температуры плоского микровыступа. Скорость деформации микровыступа определяется потоком дислокаций, зарождающихся с объемной плотностью и двигающихся под действием локальных напряжений, возникающих в микровыступе. Для оценки напряженного состояния используется решение задачи о вдавливании штампа в полуплоскость. Получены численные решения и значения максимальных температурных полей. Моделирование показало, что разогрев благодаря движению и зарождению дислокаций может превышать адиабатический разогрев. При больших плотностях и скоростях движения дислокаций в микровыступе может возникать большой локальный разогрев материала в полосах скольжения. Проведено моделирование температурного поля для поверхности шлифования как имеющей заданное распределение на поверхности микровыступов.

Рассмотрена двумерная задача для приповерхностного слоя тела, в котором создается стационарное распределение температурных полей и термоупругих напряжений. Система включает уравнения теплопроводности, уравнения для термоупругих напряжений, кинетики дислокаций и микротрещин. Проведено численное исследование системы уравнений. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин. Проведен анализ влияния величины температуры и скорости охлаждения торцевой поверх-

ности на плотность дислокаций и микротрещин, зародившихся в пластине. Проведено численное моделирование полей внутренних напряжений, создаваемых дислокационной структурой. Полученные результаты можно использовать для оптимизации шлифования и управления качеством.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТУКТУРЫ, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ В НАНОСТРУКТУРНОМ ВОЛЬФРАМЕ ПРИ ОТЖИГЕ

Сафина Д. С.[1,a], Александров И. В.[2,a]

[a.] *Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, , Россия*
[1]sds11@inbox.ru, [2]iva@mail.rb.ru

Вольфрам является малопластичным и труднодеформируемым металлом с ОЦК решеткой. Тем не менее, измельчение структуры за счет интенсивной пластической деформации (ИПД) дает возможность формирования В нем ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур [1], и за счет этого понизить температуру хрупко-вязкого перехода [2]. Однако известно, что в результате ИПД материал переходит в неравновесное состояние. Вместе с тем применение вольфрама в качестве конструкционного материала предъявляет особые требования к его конструкционной прочности, технологической пластичности и термостабильности. В связи с этим большой интерес представляют исследования эволюции микроструктуры и прочностных свойств наноструктурного вольфрама, полученного методом ИПД, при отжиге.

В настоящем докладе представлены результаты исследования влияния отжига на характер эволюции микроструктуры, кристаллографической текстуры и микротвердости наноструктурного вольфрама, полученного методом интенсивной пластической деформации. ИПД была реализована методами равноканального углового прессования (маршрут Вс: 1300 ^{o}C, 2 прохода; маршрут С: 1250 ^{o}C, 2 прохода; маршрут С: 1200 ^{o}C, 2 прохода; маршрут С: 1150 ^{o}C, 2 прохода) и равноканального углового прессования плюс ИПД кручением (5 оборотов, 6 ГПа, 450 °С).

Установлены закономерности изменения среднего размера зерен, преимущественных ориентировок и микротвердости с ростом температуры. Произведены оценки энергии активации процессов, сопровождающих возврат и рекристаллизацию в исследуемых образцах вольфрама. Сделаны выводы о термостабильности наноструктурного вольфрама.

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. –398 с.: ил.
2. Zhang Y., Ganeev A.V., Gao X., Sharafutdinov A.V., Wang J.T., Alexandrov I.V. Influence of HPT deformation temperature on microstructures and thermal stability of ultrafine-grainad tungsten. Materials Science Forum Vols. 584-586 (2008) pp. 1000-1005.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ И НИЗКОТЕМЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ ГАЗОВОГО РАЗРЯДА НА ФИЛЬТРАЦИЮ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ

Смовж Д. В.

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,
Новосибирск, Россия,
smovzh@itp.nsc.ru

Синтез углеродных нанотрубок проводился в проточном реакторе способном работать в режиме термического разложения углеводородов, и в режиме разложения углеводородов в плазме газового разряда с полым катодом. Предложенный метод сочетает в себе преимущества работы со свободными частицами катализатора – синтез в газовой фазе в объеме полого катода, отсутствие влияние подложки, использование плазмы для активации молекул углеводородов и использование электрического поля для управления потоками. Исследования влияния электрических полей проводились в конфигурации с осевым центральным и цилиндрическим внешним электродами.

Установка состоит из вакуумной камеры, которая оснащена системами откачки и подачи газа, электрическими вводами. В камере расположены анод и полый катод, представляющий собой заземленную прогреваемую трубку. Рабочие газы (C_2H_2, H_2, Ar) подаются в камеру после предварительного смешения. Ацетилен пропускается через емкость с жидким пентакарбонилом железа (Fe(CO)5) при 0 0C для транспортировки катализатора в камеру. В рабочем режиме контролируются давление, температура катода, состав и расход реагирующей смеси, ток и напряжение разряда. Откачка осуществляется через фторопластовый фильтр (1 мкм), расположенный на выходе катода. На фильтре осаждается материал, формирующийся в газовой фазе. Анализ полученного на фильтре и электродах материала проводился на просвечивающем и сканирующем электронных микроскопах и с помощью микро – Рамановского рассеяния.

Эксперименты показали, что в случае синтеза углеродных нанотрубок в условиях термического разложения углеводородов материал, осаждающийся на фильтре, состоит из инкапсулированных частиц катализатора, аморфного углерода и углеродных нанотрубок. При синтезе углеродных нанотрубок в условии разряда с полым катодом углеродных нанотрубок на фильтре не обнаружилось. Углеродные нанотрубки были обнаружены на аноде, располагавшемся в области с низкой температурой, недостаточной для термической диссоциации ацетилена. При синтезе в присутствии электрических полей было зафиксировано формирование на центральном электроде развитой углеродной паутины с повышенной концентрацией углеродных нанотрубок.

Для понимания эффектов, влияющих на направленный дрейф углеродных наночастиц, проведены оценки сил, действующих на углеродную нанотрубку при наличии градиента электрического поля и в условиях газового разряда. Показано, что в наших условиях фильтрация нанотрубок из потока, под действием силы, возникающей при взаимодействии наведенного дипольного момента с внешним электрическим полем, возможна лишь в незначительной области вблизи центрального электрода. При синтезе в условиях газового разряда сила, действующая на заряженные углеродные нанотрубки, может превышать силы трения потока и приводить к направленному дрейфу нанотрубок в направлении противоположном течению газа.

ВЫНУЖДЕННЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТРУНЫ С РАВНОМЕРНО ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЕЙ

Литвинов В. Л.

Филиал Самарского государственного технического университета в г.Сызрани,
vladlitvinov@rambler.ru

В настоящее время вопросы надежности при проектировании технических объектов с переменными во времени границами, повышение точности расчетов конструкций на динамическую прочность требуют все более полного учета динамических явлений, имеющих место в проектируемых объектах.

Дифференциальное уравнение, описывающее колебания струны с равномерно движущейся границей имеет вид:

$$\rho Z_{tt}(x,t) - TZ_{xx}(x,t) + \lambda Z_t(x,t) = 0, \qquad (1)$$

где ρ – линейная плотность массы струны; T – сила натяжения струны; λ – сила сопротивления среды; $Z(x,t)$ - поперечное смещение точки струны.

Рассмотрим граничные условия следующего вида:

$$Z(0,t) = 0; \;\; Z(l_0(t),t) = B\cos W_0(\omega_0 t). \qquad (2)$$

Здесь $l_0(t) = L_0 + v_0 t$ – закон движения границы; L_0 – длина колеблющейся части; $W_0(\omega_0 t)$ – монотонно возрастающая функция; B, ω_0 - постоянные величины.

Введем в задачу (1), (2) безразмерные переменные $\xi = \omega_0 x / a$; $\tau = \omega_0 t + (\omega_0 L_0 - a)/v_0$; $Z(x,t) = Bz(\xi,\tau)$ и новую функцию $z(\xi,\tau) = e^{-\alpha\tau}U(\xi,\tau)$, где $a = \sqrt{T/\rho}$ – скорость распространения колебаний; $\alpha = \lambda/(2\omega_0\rho)$.

Тогда, после преобразований получим:

$$U_{\tau\tau}(\xi,\tau) - U_{\xi\xi}(\xi,\tau) - \alpha^2 U(\xi,\tau) = 0;$$

$$U(0,\tau) = 0; \;\; U(l(\varepsilon\tau),\tau) = e^{\alpha\tau}\cos W(\tau),$$

где $l(\varepsilon\tau) = 1 + \varepsilon\tau$; $\varepsilon = v_0/a$; $W(\tau) = W_0(\tau + \gamma_0)$; $\gamma_0 = (a - \omega_0 L_0)/v_0$.

После некоторых математических выкладок получим формулу амплитуды колебаний, соответствующих n-ой динамической моде:

$$A_n^2(\tau) = E_n^2(\tau)\left\{\left[\int_0^\tau F_n(\zeta)\cos\Phi_n(\zeta)d\zeta\right]^2 + \left[\int_0^\tau F_n(\zeta)\sin\Phi_n(\zeta)d\zeta\right]^2\right\},$$

где $E_n^2(\tau) = \dfrac{e^{-2\alpha\tau}}{4l(\varepsilon\tau)\omega_{0n}(\varepsilon\tau)}$; $\omega_{0n}^2(\varepsilon\tau) = \pi^2 n^2 / l(\varepsilon\tau) - \alpha^2$;

$F_n(\zeta) = -2\pi n(-1)^n e^{\alpha\zeta} / \sqrt{\omega_{0n}(\varepsilon\zeta)l^3(\varepsilon\zeta)}$; $\Phi_n(\zeta) = w_n(\zeta) - W(\zeta)$;

$w_n(\zeta) = \dfrac{\pi n}{\varepsilon}\left[S(\varepsilon\zeta) - \dfrac{1}{2}\ln\dfrac{1+S(\varepsilon\zeta)}{1-S(\varepsilon\zeta)}\right]$; $S(\varepsilon\zeta) = \sqrt{1 - \alpha^2(1+\varepsilon\zeta)^2/(\pi n)^2}$.

Установившийся резонанс в рассматриваемой системе наблюдается, если: $W(\zeta) = w_n(\zeta) + \gamma$, где γ - постоянная величина. Амплитуда при этом имеет вид:

$$A_n(\tau) = e^{-\alpha\tau}\int_0^\tau \frac{e^{\alpha\zeta}}{1+\varepsilon\zeta}d\zeta.$$

Численное исследование этого равенства показывает, что при уменьшении длины струны $(\varepsilon < 0)$, амплитуда колебаний непрерывно возрастает. При увеличении длины

$(\varepsilon > 0)$, амплитуда сначала возрастает, достигая некоторого максимального значения, потом начинает убывать.

1. Анисимов В.Н. Исследование резонансных свойств одномерных механических систем с движущимися границами // Куйбышев. политехн. ин-т. Куйбышев, 1985. 18 с. Деп. в ВИНИТИ 3.07.85, № 4807-85.
2. Весницкий, А.И. Волны в системах с движущимися границами и нагрузками / А.И. Весницкий - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2001. – 320 с.- ISBN 5-9221-0172-2.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ

Васюков В. М.[1], Исаева Е. Ю.[1], Колмаков А. В.[2], Столяров Р. А.[1], Тихомирова К. В.[1], Ткачев А. Г.[3], Шуклинов А. В.[1], Поляков Л. Е.[1]

[1] *НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина, г.Тамбов, Россия,* golovin@tsu.tmb.ru

[2] *ОАО «Завод подшипников скольжения» , г.Тамбов, Россия,* ingzps@tmb.ru

[3] *ООО «Тамбовский инновационно-технологический центр машиностроения» ТГТУ, г.Тамбов, Россия,* tag@titcm.tambov.ru

Перспективным наноразмерным наполнителем (получаемым в промышленных масштабах) композитов на основе металлической и полимерной матрицы на сегодняшний день являются углеродные нанотрубки (УНТ).

В работе модифицировали промышленный алюминиевый антифрикционный сплав АО20-1 ($AlSn_{20}Cu$, ГОСТ 14113-78), используемый для создания вкладышей подшипников скольжения, и технически чистую медь. В качестве модификатора применяли углеродный наноматериал (УНТ), полученные газофазным химическим осаждением.

Определено строение углеродных нанотрубок, применяемых для армирования приповерхностных слоев цветных металлов и их сплавов.

Разработаны методики модифицирования поверхности и приповерхностных слоев цветных металлов и их сплавов углеродными нанотрубками. Для внедрения УНТ в поверхность и приповерхностные слои металлической матрицы глубиной до 15 мкм, использовали методы прокатки и гальванического осаждения.

Данные методики позволяют варьировать плотность распределения частиц, удельную площадь границ раздела фаз, текстуру, пористость и т.д.

Проведены механические и трибологические исследования, модифицированного углеродными нанотрубками сплава. Обнаружено увеличение твердости на 10-60%, в приповерхностном слое глубиной до 1 мкм и уменьшение коэффициента трения на ~ 25%.

Работа выполнялась при поддержке грантов «Carl Zeiss», РФФИ №07-02-00906а, программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010)» и приоритетной национальной программы «Образование».

Авторы выражают благодарность А.В. Иржаку, И.В. Гонтарю, А.М. Арсенкину, А.А. Тимофееву, Государственный технический университет «Московский институт стали и сплавов», за помощь при проведении электронно-микроскопических исследований.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛАЗМЕННЫХ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Ильинкова Т. А., Ибрагимов А. Р.

Казанский государственный технический университет им. А.Н. Туполева, г. Казань,
pochta20006@bk.ru

В работе исследовалось поведение теплозащитных двухслойных плазменных покрытий (ТЗП) на основе оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, в условиях четырехточечного статического изгиба при комнатной температуре. Покрытия, сформированы из новых порошковых материалов, перспективных для создания толстых и долговечных ТЗП для таких узлов ГТД, как камера сгорания и турбина.

Цель исследования – выбор состава и оптимальной толщины отдельных слоев ТЗП.

Исследовались упругие свойства покрытия. Для расчета напряжения разрушения, модуля Юнга керамического слоя покрытия, а также жесткости системы «двухслойное покрытие-основа» использована методика авторов [1-3]. По итогам расчетов установлено, что прочность большинства изученных систем «основа – подслой – покрытие» в широком диапазоне толщин находится на уровне 400-800 МПа и снижается с увеличением толщины керамического слоя. Установлено соотношение толщин керамика/подслой, которое следует считать оптимальным при толщине керамического слоя не более 360 мкм. Результаты экспериментальной оценки модуля Юнга покрытий и жесткости системы приведены в таблице. Наблюдается большой разброс значений модуля Юнга керамического слоя всех изученных систем, связанный, по-видимому, с неравномерностью пористости по толщине покрытий, а также наличия большого числа трещин. Жесткость систем примерно одинакова.

Марка материала	Модуль Юнга, ГПа	Жесткость системы покрытия, $Н{\cdot}мм^2$
ЦИО-7-10-50+ НХ20К20Ю13	11,9…19,0	$1{,}68…2{,}04\times10^5$
Z7Y-10-90+ ПНХ20К20Ю13	17,9…85,1	$1{,}67…2{,}26\times10^5$
ЦИО-7-10-50+ ПВНХ16ЮИт	4,3…40,7	$1{,}54…2{,}37\times10^5$
Z7Y-10-90+ ПВНХ16ЮИт	4,1…55,8	$2{,}05…2{,}67\times10^5$

1. Beghini M., Benamati G., Bertini L., Frendo F. Measurement of coatings' elastic properties by mechanical methods: Part 2. Application to thermal barrier coatings// Experimental mechanics 2001.Vol. 41, No. 4, PP.305-311.
2. Berndt C.C., Kucuk A., Dambra C.G. Influence of plasma spray parameters on behavior of yttrium stabilized zirconium the cracking coatings// Practical failure analysis, 2001.Vol. l- P. 55-64.
3. Berndt C., Senturk U., Lima R. S., Lima C. R. C. Deformation of plasma sprayed TBC// Journal of Engineering for gas turbines and power. 2000.-Vol.122- P. 387-392.

СТРУКТУРА И ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Ti–Al–N И Al–Si–N

Сергеев В. П., Воронов А. В., Федорищева М. В., Сергеев О. В., Сунгатулин А. Р.

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

Многоэлементные нанокомпозитные покрытия на основе нитридов переходных металлов, напыляемые вакуумными магнетронным и дуговым методами, находят все более широкое применение в промышленном производстве высокоскоростного режущего инструмента, деталей машин и аппаратов, работающих в жестких условиях эксплуатации. Выявление закономерностей изменения структурно-фазового состояния таких покрытий и оптимизация их трибомеханических свойств является актуальной задачей для исследователей. Целью настоящей работы является изучение особенностей формирования многоуровневых покрытий из чередующихся нанослоев на основе систем TiAlN и AlSiN путем вакуумного магнетронного осаждения при одновременной работе двух магнетронов по разбалансированной схеме и исследование влияния параметров осаждения на их структурно-фазовое состояние, химический состав, трибомеханические свойства и термическую стабильность. Для работы магнетронов использовали мишени из разных материалов: 1 – из титана ВТ-1-0; 2 – из сплава алюминия (90 вес.%) с кремнием (10 вес.%). Покрытия осаждали на подложки из высокопрочной стали 38ХН3МФА при температурах 300º С, 360º С, 480º С. Для исследования термической стабильности часть образцов с покрытиями подвергали вакуумному отжигу в температурном интервале от 400ºС до 1100ºС.

Показано, что с помощью варьирования параметров и схемы осаждения могут быть получены как многослойные наноструктурные покрытия с чередующимся составом и толщиной слоев в интервале от 5 до 50 нм, так и однородные по составу однослойные нанокомпозитные покрытия, состоящие в общем случае из трех фаз TiAlN, AlN, и Si_3N_4. С помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) и масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) определены закономерности изменения соотношения фаз в покрытиях и их химического состава от температуры осаждения и последующего вакуумного отжига. На основании данных РСА выявлено влияние температуры осаждения и вакуумного отжига на средний размер субзерен основной фазы. С увеличением содержания алюминия и кремния в покрытиях в исследованных интервалах концентраций наблюдается повышение микротвердости и износостойкости покрытий. Наблюдаемые закономерности изменения трибомеханических свойств связываются с особенностями наноструктурирования и фазовых превращений в многокомпонентной системе. При вакуумном отжиге температурные зависимости изменения микротвердости и износостойкости покрытий имеют немонотонный характер, что обусловлено одновременным протеканием процессов рекристаллизации и распада твердого раствора.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ И СТРУКТУРУ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Zr–Y–O

Сергеев В. П., Сунгатулин А. Р., Федорищева М. В., Нейфельд В. В.

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

Современные требования к эксплуатационным характеристикам авиакосмической техники делают актуальной задачу нанесения покрытий с низкой теплопроводностью и высокой термоциклической стойкостью на детали двигателей, в частности, теплозащитных на основе оксидов циркония-иттрия Zr–Y–O, сохраняющих высокую работоспособность за счет механизма трансформационного упрочнения. Однако при напылении фазовый состав керамики в покрытии может значительно отличаться от такового в объемном материале, несмотря на одну и туже концентрацию иттрия. В этой связи актуальной является задача исследования влияния содержания иттрия на структурно-фазового состояние и термоциклическую стойкость теплозащитных покрытий на основе Zr–Y–O в наноструктурном состоянии, получаемых с помощью импульсного магнетронного распыления.

Покрытия осаждали на медную подложку. Перед осаждением поверхностный слой подложки подвергали наноструктурированию потоком ионов циркония. Процесс осаждения покрытия и обработки подложки проводили с помощью вакуумной установки типа «Квант», оснащенной круговым планарным магнетроном с мишенью на основе циркония и иттрия и вакуумно-дуговым источником ионов циркония. Управление структурно-фазовым состоянием покрытия осуществляли подбором комбинации режимов осаждения и ионной бомбардировки и изменением концентрации легирующего элемента иттрия.

Исследования с помощью атомной силовой и сканирующей электронной микроскопии показали, что полученные покрытия Zr–Y–O имеют глобулярную структуру со средним размером зерен в пределах 30÷60 нм, зависящим от режима осаждения. С помощью рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии показано, что покрытия состоят из смеси фаз ZrO_2 с тетрагональной и моноклинной решеткой, причем объемная доля тетрагональной фазы возрастает с увеличением концентрации иттрия в покрытии и ростом энергии и дозы ионов, бомбардирующих поверхность в процессе осаждения покрытия.

Проведение испытаний по термоциклированию двухуровневой системы “наноструктурное покрытие – наноструктурированный поверхностный слой подложки” в интервале температур 293÷1273 К показало, что ее термоциклическая стойкость определяется морфологией и структурным состоянием поверхностного слоя подложки и структурно-фазовым состоянием самого покрытия. Так, несмотря на более высокую твердость, покрытия Zr–Y–O с большим содержанием моноклинной фазы обладают более низкой термоциклической стойкостью в сравнении с покрытиями, имеющими более высокое содержание тетрагональной фазы. Предварительное наноструктурирование подложки ионами Zr^+ приводит к увеличению термоциклической стойкости покрытий.

ХАРАКТЕР ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ $Se–TlPrSe_3$

Велиев Дж. А.

Адияманский Университет, Турция
cveliyev@hotmail.com

Известно, что халькогениды редкоземельных элементов обладают уникальными физическими свойствами и используются в различных областях современной техники, таких как инфракрасная и лазерная техника, люминисцентные, ячейки памяти и т.д.

Поэтому расширения прикладных возможностей соединений этого класса целесообразно получение на их основе сложных полупроводниковых фаз.

В настоящей работе представлены результаты исследования физико-химического взаимодействия в системе $Se–TlPrSe_3$. Сплавы системы $Se–TlPrSe_3$ синтезировали из компонентов Se и $TlPrSe_3$ в эвакуированных до 0,1333 Па кварцевых ампулах в интервале температур 500–1000^{0}C. Учитывая перитектический характер образования $TlPrSe_3$, с целью достижения полноты реакции отжиг проводили ниже температуре перитектики в течение 250 ч.

Исследование системы проводили методами физико-химического анализа: дифференциально-термическим, рентгенофазовым , микроструктурным, а также измерением микротвердости и плотности. Построена ее диаграмма состояния. Диаграмма состояния системы $Se–TlPrSe_3$ частично неквазибинарная.

ДТА сплавов системы показывает, что на термограммах сплавов обнаружили три и пять эндотермических эффекта, относящиеся к солидусу и ликвидусу. На термограммах богатых $TlPrSe_3$ кроме интенсивных термических эффектов отвечающих первичной кристаллизации β–фазы, обнаружены слабые эндотермические эффекты, соответствующие фазовому превращению α↔β. Это говорит о том, что в системе $Se–TlPrSe_3$ происходят сложные взаимодействия между компонентами. В системе при комнатной температуре на основе $TlPrSe_3$ твердые растворы доходят до 5 мол.% Se, а на основе Se область растворимости практически не обнаружена.

Для уточнения границ областей твердых растворов на основе $TlPrSe_3$ дополнительно синтезировали сплавы 2, 3, 4, 5 и 8 мол. % Se. Сплавы отжигали в течение 300 ч. при температурах 200 и 400^{0}C до равновесного состояния и закаляли при соответствующих температурах. Установлено, что растворимость на основе $TlPrSe_3$ при комнатной температуре составляет 8 мол. % Se, а при температуре 400^{0}C – 10 мол.% Se. В интервале концентраций 8–100 мол.% $TlPrSe_3$ все сплавы системы двухфазные.

На основании РФА вычислены межплоскостные расстояния и интенсивности дифракционных максимумов штрихдиаграммы исходных и сплавов содержащих 30, 50 и 70 мол.% $TlPrSe_3$, из которых следует, что новые дифракционные максимумы не обнаружены. На дифрактограммах сплавов имеются дифракционные линии исходных и промежуточных компонентов, это говорит о том, что сплавы системы $Se–TlPrSe_3$-двухфазные.

Таким образом, РФА подтверждает результаты ДТА и МСА. Для соединения $TlPrSe_3$ вычислены параметры решетки. По величине интенсивностей и межплоскостных расстояний дифракционных максимумов установлено ,что соединение $TlPrSe_3$ кристаллизуется в тетрагональной сингонии с постоянными решетки: a = 8,87; c = 7,96 Å, z = 5, $\rho_{пик.}$ = 7,36 г/см^3; $\rho_{рент.}$ = 7,71 г/ см^3.

РАСЧЕТНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ И УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Венец Ю. С.

CJSC «CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE»,
Украина, Днепропетровская обл., г.Никополь

Предложен новый метод для расчета механических свойств материалов по закону Кулона на примере теоретического значения прочности железа и фактических для основных структур литых сталей, для которых в ряду аустенит с равноосной или дендритной макроструктурой, феррит, перлит, бейнит, мартенсит высказана причина их структурных превращений как добавление в трехосевой системе координат или троичном исчислении одной внутриатомной связи в ряду от 6/3 до 11/3. Для указанных структур определены направления силы Кулона и направления их проекций в начале растяжения и при разрыве материала, а также направления связей в аустените и феррите железа и указаны принимающие в их формировании d-подорбитали. Показано производность дислокационной плотности от количества атомов в зерне и скорости света. На примере аустенитных сталей на основе твердого раствора в различных состояниях показано, что метод позволяет неразрушающим способом определять средний диаметр зерна и плотность дислокаций по замеру твердости и химическому составу.

Анализ приведенных материалов позволил сделать вывод, что структурные показатели материалов при кристаллизации принимают минимальные значения исходя из природы составляющих, а последующие искажения материалов как деформации лишь измельчают зёренную микроструктуру, что в итоге приводит к увеличению её зарядовой плотности, отражающейся в увеличении как количества связей на внутриатомном уровне и, соответственно, прочностных характеристик, так и отношения зарядового значения матрицы к количеству атомов, на которые оно действует в размерах зерна. Плотность же дислокаций же производна от движущихся электронов в рамках количества атомов в зёрнах и является лишь структурно чувствительным фактором на атомном уровне, который пока только и удалось материально зафиксировать в объединениях атомов как компактное твердое тело с помощью мощнейших средств исследования материалов как электронная микроскопия.

То есть, определенная в предлагаемых материалах зависимость и прочности, и размера зерна, и плотности дислокаций от предложенного модельного показателя как структурный коэффициент *K* позволяет трактовать это как шаг в анализе микроструктуры на уровень электронной конфигурации в области физики твердого тела и считать последний более дискретным (на электронном уровне), чем плотность дислокаций (на атомном уровне). Причем, предлагаемый модельный показатель как структурный коэффициент для реальных структур материалов на примере сталей возможно определять только на основании знаний размера зерна, определяемых с помощью оптических микроскопов как средств, доступных широкому кругу исследователей.

Предложенный же метод функционального описания влияния структуры на предел текучести возможно использовать и в обратном направлении для неразрушающего контроля структуры изделий из стали путем замера ее фактической твердости на любой стадии эксплуатации.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННО-НАПЛАВЛЕННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Жаткин С. С., Минаков Е. А., Паркин А. А.

Самарский государственный технический университет, Самара,
laser@samgtu.ru.

В данной работе проведены исследования по плазменной наплавке покрытий на сталь 19ХГНМА-В, используемой при изготовлении буровых долот. Были выбраны покрытия различного состава (см. табл. 1).

Таблица 1. Состав и процентное содержание компонентов наплавляемых порошков

Материал	Co	Ni	Fe	C	Cr	Mn	Mo	Si	W	B	Карбиды вольфрама	
ANVAL	48,15	2,2	1,45	2,7	30,5	0,32	0,4	1,37	12,9	0,11	-	
Stellite 190	Основа 48,5	До 3	Не более 5	3	24-28	1	-	0,1-5	12-16	-	-	
Woka PTA 6040	-	основа	-	0.03 - 0.08	3.8-4.1	-	-	2.5-3.5	-	1.8-2.4	60	
											W	C
											95.9-96.2	3.8-4.1

Наплавка проводилась на плазменной установке ARC-6 при токах дуги от 50 до 110 А. Для выявления структуры зон наплавки и фазового состава были проведены металлографические исследования и рентгенофазовый анализ. Испытание на линейный износ плазменных покрытий проводилось на четырехшариковой машине трения при удельной нагрузке 16,84 МПА и 25,26 МПа в масле И-40.

Фазовый анализ проводился по толщине зоны наплавки. На рентгенограммах в зоне наплавки покрытия WOKA PTA 6040 наблюдаются линии карбидов W_2C и WC. Ближе к зоне сплавления покрытия с подложкой с ростом тока дуги интенсивность линий карбидов уменьшается за счёт их растворения в подложке, что подтверждается также исследованием структуры зоны сплавления – размер карбидных частиц с ростом тока дуги уменьшается. Также обнаруживаются линии высокотемпературных легированных фаз γ-Fe и α-Fe и β-Co, т. е. наблюдается перемешивание материала наплавки с материалом матрицы. Кроме того, в наплавленной зоне ANVAL обнаруживается значительная доля карбидов вольфрама и хрома - WC и Cr_3C_2, а также сложных карбидов Co_3W_3C. В покрытии Stellite 190W линии карбидов не выявлены. Известно, что наплавленные стеллиты представляют собой твёрдый раствор хромовых карбидов в кобальте и эвтектики, состоящей из карбидов и твердого раствора. Очевидно, что в условиях ускоренного теплоотвода для Stellite 190W карбиды не успевают выделиться в заметном количестве.

Испытания на линейный износ показали, что с ростом тока плазменной дуги линейный абразивный износ у Stellite 190W и WOKA PTA 6040 падает, а у ANVAL возрастает, что по-видимому связано с распадам карбидов при токе 100А и выше. Так же

при высокой температуре может частично выгорать углерод. Для Stellite 190W и WOKA PTA 6040 наблюдается корреляция между коэффициентом трения и линейным износом – с ростом тока дуги он также уменьшается. Таким образом, при высоких температурах за счет растворения вольфрама в связке идет ее насыщение углеродом, что может приводить к снижению коэффициента трения.

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК20

Паркин А. А., Мулендеев Д. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
laser@samgtu.ru

Алюминиевые сплавы с содержанием кремния больше эвтектического применяются в качестве лигатур. Проблемой является большой размер зерна и не полностью растворенный кремний. Одним из возможных вариантов уменьшения размера частиц кремния может являться плазменная обработка.

Пластины сплава АК20 (20% вес. Si, 80% вес. Al) толщиной 3 мм. обрабатывались аргоновой плазменной дугой плазмотрона прямого действия прямой полярности при давлениях плазмообразующего газа 1,5 и 2 атм.

Частицы расплава охлаждались на медной плите. Далее проводились макро- и микро металлографические исследования и измерение микротвердости. Реактив для химического травления: красная кровяная соль 10 г., едкое кали 15 г., вода 100 мл. Изучение макро- и микроструктуры проводилось с помощью микроскопа МИМ 8 при увеличениях х150, х300, х600, х1200. Микротвердость измерялась по стандартной методике с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Исследования исходного материала показало, что структура представляет собой кремний-алюминиевую эвтектику и нерастворенный кремний с размером частиц от 15 до 150 мкм распределенный неравномерно по исследуемой поверхности.

После плазменной обработки при давлении плазмообразующего газа 1,5 атм. наблюдается уменьшение среднего размера частиц кремния до 8 мкм и его равномерное распределение. При обработке при давлении 2 атм. получена однородная структура с одиночными частицами кремния.

Исследования микротвердости показали, что в характерной зоне среднее значение микротвердость составляет 570 МПа, что соответствует эвтектике Al-Si. Микротвердость кремния 8,7 ГПа. После плазменной обработки при давлении 1,5 и 2 атм. микротвердость характерной зоны 820 МПа. Увеличение микротвердости можно объяснить более полным растворением кремния и образованием пересыщенного твердого раствора. Измерение микротвердости кремния после обработки затруднено малым размером частиц. Но на участках, где измерения провести удалось, значение микротвердости достигает величины 17 ГПа, что значительно превышает характерные значения.

Исходя из полученных данных можно сделать следующие выводы: плазменная обработка сплава АК20 приводит к измельчению зерна; более полному растворению кремния и уменьшению размеров его частиц.

О ХАРАКТЕРНЫХ ВРЕМЕНАХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ И ЧАСТОТАХ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Волков А. Е., Черняева Е. В.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
volkov@smel.math.spbu.ru

Общепризнано, что сигналы акустической эмиссии (АЭ) генерируются при быстром изменении напряженного состояния (разгрузке) в отдельных областях нагруженного тела в результате произошедшей в них неупругой деформации посредством дислокационного сдвига, двойникования, мартенситного превращения, образования или продвижения трещины и др. Частоты, соответствующие максимумам Фурье-образа сигналов АЭ (спектральной плотности мощности) естественно связать с обратными характерными временами деформационных процессов. Если деформация осуществляется движением дислокаций, таким временем могло бы стать время их пробега на некоторое характерное расстояние – размер зерна d или размер образца h. Скорость движения дислокаций $v_д$ ограничена скоростью поперечных упругих волн $c_\perp$, а по некоторым данным [1] приближается к ней. Для железа $c_\perp \approx 3\cdot10^3$ м/с. Приняв $v_д = 2\cdot10^3$ м/с, найдем время пробега $t_{пробега} = h / v_д = 1$ мкс, и соответствующую характерную частоту $1/ t_{пробега} = 1$ МГц. Еще большая частота получится, если считать, что область разгрузки и пробег дислокаций ограничены размером зерна. Этот вывод не согласуется с данными многочисленных экспериментов, согласно которым максимумы спектральной плотности мощности приходятся на существенно более низкие частоты. Например, при индентировании образцов в форме пластины толщиной $h = 2$ мм из чистого железа с размером зерна $d = 50$, 150 и 300 мкм кривые спектральной плотности наиболее многочисленных (до 80%) сигналов АЭ имели пики на частотах 70, 170 и 260 кГц (рис.1) независимо от размера зерна.

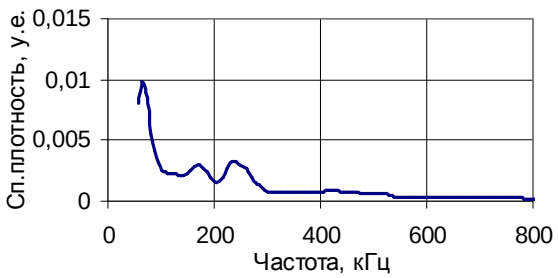


Рис.1. Спектральный портрет наиболее многочисленных сигналов АЭ при индентировании образца чистого железа (99,999%)

Возможное объяснение состоит в предположении, что время разгрузки $t_{разгр}$ складывается из времени пробега, времени срабатывания источников дислокаций $t_{источ}$ и времени их задержки на препятствиях $t_{препятст}$. Тогда, характерная частота сигналов может быть оценена как $\nu = 1/ t_{разгр} = 1/(t_{пробега} + t_{источ} + t_{препятст})$. При этом для объяснения величины характерных частот сигналов, регистрируемых в эксперименте, необходимо заключить, что $t_{пробега} << t_{источ}$ или $t_{пробега} << t_{препятст}$, откуда следует, что частоты максимумов мощности АЭ не зависят от размера зерна и от способа деформирования образца, а соответствуют характерным временам работы источников дислокаций и задержки дислокаций на препятствиях. Эти времена определяются физическими особенностями источников и препятствий и могут рассматриваться в качестве характеристик материала. В работе [2] утверждается, что характерные (инкубационные) времена (или времена задержки) могут быть введены для различных процессов деформации и разрушения на различных масштабных уровнях. В данном случае эти времена, оцененные как обратные величины к характерным частотам АЭ и равные 14.3, 5.9 и 3.8 мкс, должны соответствовать временам работы источников на разных масштабных уровнях деформации, например вре-

менам формирования неустойчивостей дислокационных зарядов (супердислокаций) [3] различной мощности. Очевидно, что чем больше суммарная мощность движущихся дислокаций, тем больше энергия сигнала АЭ и тем большее время требуется на работу источника, поэтому наибольшая мощность должна приходиться на низкочастотные сигналы, в то время как их количество должно быть меньше, чем количество более высокочастотных сигналов.

1. Никифоров А.В., Швецова В.А., Клявин О.В., Лихачев В.А. О пробегах дислокаций в кристаллах NaCl // Физика твердого тела.- 1976. Т.18, N10.- С.3152-3153.
2. Петров Ю.В. Критерий инкубационного времени и импульсная прочность сплошных сред: разрушение, кавитация, электрический пробой // ДАН 2004. Т. 395, № 5.- С.621-625.
3. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах.- Л.: Наука.- 1986. -224с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НЕСОВЕРШЕНСТВА ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С УЧЕТОМ СВЯЗИ МЕЖДУ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ И УПРОЧНЕНИЕМ

Волков А. Е., Евард М. Е.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
volkov@smel.math.spbu.ru

В рамках микроструктурной модели деформации предложены уравнения, учитывающие изотропное и трансляционное упрочнение при необратимой микропластической деформации, сопровождающей рост кристаллов мартенсита. Упрочнение связывается с двумя видами деформационных дефектов, рассмотренных в предыдущих работах [1,2]. Трансляционное упрочнение обусловлено формированием обратимых дефектов, создающих дальнодействующие поля напряжений, а изотропное упрочнение связано с накоплением рассеянных дефектов, не создающих дальнодействующих напряжений, но препятствующих движению дислокаций. Расчеты показали, что учет двух видов упрочнения позволяет более правильно описывать изменение полной накопленной деформации образцов из никелида титана и недовозврата деформации за цикл при многократной реализации эффектов пластичности превращения и памяти формы.

1. Волков А.Е., Евард М.Е. Моделирование пластической деформации и разрушения в сплаве TiNi // Матер. XLVII Междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности» (1-5 июля 2008 г., Нижний Новгород), Н.Новгород, 2008. - Часть 1.- С.327-329.
2. Волков А. Е. Евард М. Е. Бобелева О.В. Моделирование накопления дефектов и повреждаемости в процессе пластической деформации и при аккомодации мартенсита в сплавах с памятью формы // Материаловедение, 2006. № 12. С.2-5.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТМО НА СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦЕВЫХ И МАРГАНЦЕВО-НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Суворикoв В. А., Орлов В. В., Дроздова Н. Ф., Федосеев М. Л.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия, victorm@crism.ru

Для строительства причалов, отгрузочных терминалов, опор грузоподъёмных кранов и других конструкций, эксплуатирующихся в экстремальных условиях при освоении месторождений углеводородов арктического шельфа, разработан толстолистовой прокат из феррито-перлитной стали категории F32CB (06ГФБ) и феррито-бейнитной стали категории F450W (07ГНФБ) и технология термомеханической обработки (ТМО) с ускоренным охлаждением. При проведении испытаний на ударный изгиб при температурах минус 60°С и минус 80°С листов толщиной 50 мм в ряде случаев наблюдалось снижение работы удара ниже допускаемого уровня.

С целью изучения влияния термодеформационных параметров ТМО на склонность металла к хрупкому разрушению при эксплуатации в экстремальных условиях было проведено комплексное исследование микроструктуры и кристаллографической текстуры листового проката.

Установлено, что занижение температуры прокатки на черновой стадии и, как следствие, охлаждение нерекристаллизованного аустенита, приводят к формированию крупных областей бейнита реечной морфологии. Понижение температуры прокатки на чистовой стадии приводит к прохождению ферритного превращения в процессе деформации в значительном объеме металла и к последующей деформации α-фазы, вследствие чего наблюдается избыточное содержание наклепанного феррита, что отрицательно влияет на сопротивление металла хрупкому разрушению.

При изучении характера кристаллографической текстуры методами рентгеноструктурного анализа установлено, что для всех исследованных образцов листового проката характерны следующие типы идеальных ориентировок: {112}<011>, {100}<110>, {110}<100>, {111}<100>, соответствующие текстурам средней и высокой степени деформации при прокатке, текстурам сдвига и γ→α перехода, текстуре прокатки α-фазы. Изменение температуры конца прокатки обуславливает изменение количественного соотношения ориентировок. Количественная оценка доли текстур, имеющих различную природу, позволила провести выбор температурных параметров проведения деформации для формирования «благоприятных» текстур при изготовлении толстолистового проката по технологии термомеханической обработки с ускоренным охлаждением.

ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ КУБИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НИТРИДА БОРА

Якушев В. В., Уткин А. В., Таций В. Ф.

ИПХФ РАН, Черноголовка, Россия,
yakushev@ficp.ac.ru

В данной работе проведены исследования предела текучести и откольной прочности при ударно-волновом нагружении образцов из сверхтвердого материала – кубической фазы нитрида бора, который находится на втором месте по твердости после алмаза.

Исследования были проведены на высококачественных хорошо аттестованных образцах. Образцы были получены путем прессования мелкодисперсного порошка нитрида бора в камере высокого давления при давлении 7-8 ГПа температуре 1700-1800 ^{o}C и времени выдержки 10 минут. Образцы имели диаметр 12.7 мм и толщину 2.1 мм.

Нагружение образцов осуществлялось через алюминиевые экраны алюминиевыми ударниками, разогнанными до скоростей не более 5.3 км/с продуктами взрыва заряда взрывчатого вещества. В эксперименте с помощью лазерного допплеровского измерителя скорости VISAR регистрировалась скорость поверхности образца на границе с водяным окном.

Впервые удалось наблюдать двухволновую конфигурацию фронта ударной волны, обусловленную упругопластическими свойствами кубической фазы нитрида бора. Амплитуда упругого предвестника составила 55±1 ГПа, что соответствует величине сдвиговой прочности 35±0.5 ГПа. Оценки, проведенные на основании работы [1] позволяют утверждать, что сдвиговая прочность кубического нитрида бора сопоставима с таковой для алмаза. Откольная прочность образцов исследовалась в двух областях давлений: до и после начала пластического течения. Было показано, что откольная прочность образцов в области упругого деформирования изменяется от опыта к опыту в диапазоне 0.7 – 1.6 ГПа и имеет большой разброс, что, вероятно, обусловлено хрупким характером разрушения гетерогенных образцов. В области пластического течения откольная прочность образцов находилась в диапазоне 2.4 - 3.2 ГПа. Увеличение откольной прочности в области пластического течения связано, вероятно, с деформационным упрочнением материала. В обоих случаях откольное разрушение происходило в области упругости т.к. амплитуда нагружения не превышала удвоенной амплитуды упругого предвестника.

Таким образом, несмотря на высокое значение динамического предела текучести образцов, они обладают небольшим по сравнению с величиной предела текучести сопротивлением на разрыв, которое сильно зависит от структуры керамического материала.

1. Ken-ichi Kondo, Thomas J. Ahrens. Shock compression of diamond crystal. // Geophys. Res. Letters. 1983. Vol. 10. No 4. P 281-284.

ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МАЛОУГЛЕРОДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ

Горбачев Л. А.[1], Погребняк А. Д. [2,3]

[1]*Восточно-Казахстанский государственный технический университет, Усть-Каменогорск, Казахстан.*
[2]*Сумской институт модификации поверхности, Сумы, Украина*
apogrebnjak@simp.sumy.ua
[3]*Сумской национальный аграрный университет, Сумы, Украина.*

В докладе рассматривается новый подход в обеспечении результатов усталостного разрушения, который состоит из следующих периодов: 1.) Инкубационный, 2) период активного образования полос скольжения ;3.)период локального накопления повреждений и изменений, полученных в течении первого и второго периодов; 4.) период развития и роста магистральной трещины; 5.) период разрушения образца. Длительность этого периода для образцов малого сечения незначительна.

С помощью металлографии, электронной микроскопии, оже-электронной спектроскопии, атомно-силовой микроскопии внутреннего трения рентгенофлюоресцентного, наноиндентирования и температурно-кинетических кривых были исследованы образцы из ОЦК- металлов после разных этапов усталостных испытаний.

В равновесном состоянии при циклическом нагружении некоторых металлов (углеродистой стали, меди, поликристаллы свинца и др.).В начальной стадии они появляются в виде отдельных мелких потемнений, которые при дальнейшем, особенно к началу разрушения, могут распространятся на все зерно и занимать значительную часть деформированного участка. Дополнительно в дифрактограммах деформированных образцов появляются новые фазы $FeCO_3$-карбонат железа 78,3036^o и 112,7988^o ICDD и C_2FeO_4 оксалат железа 78,0749^o. Условиями их образования может быть циклического трения в плоскостях скольжения интенсивно деформируемых зерен с возможным отделением отдельных субмикроструктурных частиц металла, и под воздействием высоких температур в субмикрообьемных создаются условия для химических реакций.

1. Горбачев Л.А. Погребняк А.Д. Исследования твердости и физико-химических свойств структурных составляющих // Физическая инженерия поверхности (Харьков) т.7., 2009., №1/2, с.118-124
2. Gorbachev L.A., Pogrebnjak A.D. Study of structure and Physical-Chemical Properties of Low Carbon Steel after Cyclic Loading // Physical Surface Engineer. v.7., 2009., №1/2., p.29-35

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ Ti–N–Si/WC–Co–Cr

Погребняк А. Д.,[1,2] Береснев В. М.[3], Ильяшенко М. В.[1,2], Кирик Г. В.[4], Ердыбаева Н. К.[5], Комаров Ф. Ф.[6], Шипиленко А. П.[1,2], Жуковский П.В.[6], Кислицин С. Б.[7], Тулеушев Ю.[7]

1) *Сумский институт модификации поверхности, а/я 163, 40030 Сумы, Украина*
2) *Сумский Национальный аграрный университет Сумы, Украина*
3) *Научный физико-технологический центр МОНУ и НАНУ, Харьков*
4) *Концерн «Укрросметал» г.Сумы*
5) *Восточно-Казахстанский государственный технический университет, г. Усть-Каменогорск, Казахстан*
6) *Люблинский технологический университет, Люблин, Польша*
7) *Институт ядерной физики НЯЦ, Алматы, Казахстан*

Получен новый тип нанокомпозитных защитных покрытий полученных с помощью импульсной, плазменной, детонационной и вакуумно-дуговой с ВЧ технологиями.

Защитные покрытия толщиной (160÷320) мкм включающие в себя Ti–N–Si/WC–Co–Cr были исследованы с помощью физических и ядерно-физических методов таких как, Резерфордовское обратное рассеяние ионов (РОР) гелия и протонов, растровой электронной микроскопии РЭМ с микроанализом EDS и WDS, рентгенофазовый анализ РСА, измерение нано и микротвердости, модуля упругости, износ при трении цилиндра на плоскости.

В верхнем тонком покрытии было обнаружено, такое содержание элементов N ≈ 30at%, Si ≈ 5at% и Ti ≈ 65at% , а кислород не обнаружен(менее 0.1ат.%). Среднее зна-

чение твердости по поверхности нанокомпозитного комбинированного покрытия составляет 48±3,75 ГПа, при максимальном значении 56 ГПа.

Модуль упругости E = 442±27 ГПа, Wc составляет 65%. Показано, что данное нанокомпозитное покрытие обладает высокой стойкостью к износу (при трении цилиндра по поверхности-плоскости образца), а также увеличились пределы текучести и вязкости разрушения и коррозионная стойкость в щелочной и кислотных средах повысилась на три порядка

Работа выполнялась в рамках проекта МНТЦ 1198-К и проекта НАН Украины «Наносистемы, наноматереалы и нанотехнологии» -«новые принципы получения наноматериалов с помощью ионных, плазменных и электронных пучков»

KEY ROLE OF DEFORMATION MECHANISMS IN TURBULENT FLOW, INSULATOR-NORMAL METAL-SUPERCONDUCTOR, NORMAL-SUPERFLUID LIQUID

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow distr., RUSSIA, kisel@issp.ac.ru

The laminar flow of liquids is equivalent to dislocation-like shear of matrix and the turbulent flow is the next stage of deformation –multiplication of dislocation-like defects, grain-boundaries formation and the rotation of them [1] in the direction approximately perpendicular to the shear direction. Nuclear decay [2] and flow of liquids [3], solids, gases, sols and gels in hard (soft) fine slits, and flow of particles (ionic, charged and neutral ones, electrons, fermions, bosons, atoms and molecules, etc.) in them [4] proves the key role of classical mechanical work-hardening, WH (or softening) effect of confinement walls on the properties of matter. The lo-west deformation drag increases phase transitions (PT) sharply, for example: the extradeep penetration of high velocity iron microparticles into steel target at 77K in comparison with 300K [5], high electroconductivity (EC) and insulate-normal-superconducting transition due to WH of sample under cooling or hard coating on the surface (the proximity effect) [8-9], higher diffusion coefficients in dislocationless grains and grain boundaries of severe deformed nanocrystalline structures [6], the so-called “quantum superfluidity and supersolidity” of He, water [7], etc. in fine slits, and explains oncogenes activity and immortal fission of WH cancerous cells. The same physcal-chemical effects at phase transitions, PT, as at plastic deformation (electromagnetic [10a] and acoustical emission [10b] at chemical reactions, particle emission at nuclear reactions, heat release or absorption, etc.), the same fountain effect in water-ice state [11] and in so-called “superfluid He II” strictly confirms the deformation nature of PT [9]. The external voltage (stress)-current (strain) plots repeat the stages of plastic flow from negative EC (yield tooth) up to the electrical breakdown (fracture); at low temperatures single electrons and Coo-per’s pairs induce dislocation double cross slip around particles in the form of localized strains-ultrashort slip lines (phonons) [9] and EC,σ-plots vs predeformation, strain, temperature, T, heat prehistory, shock stressses, σ, cooling/heating, hydrostatic pressure, irradiation, concentration increase of impurity phase, type and size distribution of impurities, lattice symmetry and density, magnetic field of high frequencies [12], "size-effects", orientation angle anisotropy, etc. are similar The non-monotonous T-behavior of thermal conductivity and its mechanisms are the same as the low/moderate/melting point T-yield stress anomalies too. The serrated properties of EC (Shubnikov-de Haas effect) and magnetic susceptibility χ (de Haas-van Alphen effect) are deter-

mined by magnetoplastic effect and serrated plasticity. The non-monotonous temperature behavior of thermal conductivity, TC, EC, is similar to the yield stress anomalies at low/moderate T and in the vicinity of the melting point in insulators, metal alloys, crystalline gases [1,8].

1. Kisel V.P. Physica Status Solidi (a), 1995, vol. 149, No 1, pp. 61-68.
2. Ohtsuki T., Yuki H. et al. P.R.L. 2004(10.09.), v. 93. Reiss H.R.EPL.2008, v. 81,No 4, 42001.
3. Neouze M.-A., Litschauer M. J. Phys. Chem. B. 2008, v.112, No 51, p.16721-16725.
4. Miller L.S., Howe S., Spear WE. Phys.Rev.1968, v.166, No 3, 871-878;
5. Schmidt W.F. Canad. J. Chem.1977, v. 55, No 11, pp 2197-2210.
6. Korshunov L.G.,Chernenko N.L. Fizika Metallov i Metalloved. 2006, v. 101, No 6, p.660-667
7. Portavoce A.,Chai G.,Chow L.,Bernardini J. J. Appl. Phys. 2008, v.104, No 10, p.104910(1-8)
8. Red'kina, N.I.,Khodakov H.S. Ross. Khim. Jurn. 2002, v. 46, No 3, pp 39-50.
9. Kisel, V.P.et al., cond-mat 0009246 (2000). Mater.Sci.Eng.A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.
10. Kisel V.P.Int. Conf. on Low Temp. Phys.-25,6-13.08.2008. Amsterdam, Abstr.PB-Fr159,p. 97
11. Buchachenko A.L., Frankevich E.L. Chemical generation and reception of radio- and microwaves. VCH Publ.,N.Y.,1994.179 p.(a);
12. Smirnov A.N.Ross. Khim.Zhurnal .2001,v. 45, No 1, pp 29-34.
13. Sakiev S.N., Rasulov S.N.Zhurn.Fiz.Khim.2001,v.75, No 8, pp 1511-1514 (b).
14. Gorelik Ya.B., Kolunin V.S. Priroda (Nature, Moscow). 2001, No 10, pp 7-15.
15. McLennan J.C., Burton A.C. et al. Proc. Roy. Soc.(London),1932, v.136, No A829, pp 52-76.

DEFINITIVE PROOFS OF THE KEY ROLE OF LOCALISED DEFORMATION IN SUPERCONDUCTING AND SUPERFLUID PHASE TRANSITIONS

Kisel V. P.

Inst. of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow distr., RUSSIA, kisel@issp.ac.ru

The work gives the absolute proofs of the key role of dislocation-like deformation in phase transitions (PT) and particle mobility (charged particles conductivity σ, etc.) in solids/liquids/gases in the whole temperature (T) and strain ranges, etc. The drag of single electrons and Cooper's pairs is due to dislocation-like cross slip around the charges (the so-called phonons) which determines electrical conductivity σ and viscosity. The sharp increase in mechanical work-hardening, WH, under cooling, hydrostatic pressure, P, predeformation, E, particle irradiation, etc, which induces the lowest drag of particles or materials flow that is the cause of normal-to-superconducting (superfluid) transitions, the increase of atomic diffusion in nanostructures, the extradeep penetration of high velocity iron microparticles into steel target at 77K in comparison with room T data, etc. Acoustic emission of steel under hydrogen absorption – the typical confirmation of plastic deformation- is an evident proof of lattice plastic flow during the H motion in the lattice [1]. Numerous experiments evidence by the influence of the bias (not thermal) current on increasingly metallic behavior of resistance [2]. Strain evolution of metallic conductors during electromigration strictly confirms the deformation role of current [3]. The current J, voltage U and high frequency f, E, magnetic field H and the orientation of electromagnetic field Θ dependences of σ(J,U,E,f,H,Θ,T,P,etc) are analogous to the appropriate strain (ε)-stress (τ), ε(ε,τ,E,f,H,Θ,T,P,etc) curves where the elastic Hook's law is identical to the Ohm's law, etc. This is in line with deformation physical-chemical effects at PT, superconducting and superfluid transitions.

1. Burnyshev I.N., Abramov R.A. Pis'ma v Jurn. Technich. Phys. 2009, v. 35, iss.2, pp 90-94.
2. Salvato M., Cirillo M., Lucci M. et al. Phys. Rev. Lett. 2008, v. 101, No 24, pp 246804 (1-4)
3. Zhang H.,Cargill G.S.III,Ge Y,Maniatti A.M.,Liu W. J.Appl. Phys.2008,v. 104,No 12, 123533

ПРИРОДА ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЖИЗНИ ОПРЕДЕЛЯЮТСЯ ОБРАТНЫМ ДВИЖЕНИЕМ НОСИТЕЛЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (РАЗУПРОЧНЯЮЩИМ ЭФФЕКТОМ БАУШИНГЕРА)

Kisel V. P.

*Inst. of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow distr., RUSSIA,*kisel@issp.ac.ru

Феноменологическая теория Ландау фазовых переходов (ФП), используя термодинами-ческий подход, ввела ФП I и II рода, при которых плотность и термодинамические функции изменяются скачком или непрерывно, не учитывает влияние деформации. Современная теория ФП пытается учесть вклад разнообразных дефектов, образующихся при ФП, но забывает, что эти дефекты не могут образовываться без пластической деформации. Наш принципиально новый подход основан на генерализации, что все без исключения ФП определяются микропластической деформацией и ее модами упрочнения-разупрочнения на границах фаз (МПД ГФ) в твердых телах, жидкостях, плазме, газах и биологических тканях (БТ) в зависимости от условий и масштаба наблюдений, и обсуждаются в терминах дислокационно-подобных механизмов [1-3]. Несмотря на то, что деформационные свойства и изменения структуры твердых тел, жидкостей, расплавов, газов, пылевой плазмы почти идентичны, общность их микромеханизмов не обсуждалась (ранее дислокационные механизмы предлагались только для описания деформации в аморфных сплавах, твердых полимерах и гелях; о единстве деформационных свойств кристаллов и воды, кристаллов и пылевой плазмы смотри [1,4]). Детальное сопоставление эволюции БТ с деформацией твердых тел и т.д. показывает, что дифференциация, пролиферация, апоптоз, болезни и эволюция БТ под действием знакопеременной деформации при циклическом перемещении электронов (метаболизм БТ) главным образом в электрон-транспортной цепи митохондрий определяются именно обратным разупрочняющим движением электрического тока, что соответствует эффекту Баушингера и долговечности кристаллов, а потому определяет и время жизни БТ [5]. Это прямо подтверждают данные работы [6], в которой обнаружено, что продолжительность жизни 12 видов млекопитающих и птиц из различных систематических групп тем больше, чем ниже скорость образования H_2O_2-дефектов в митохондриях сердца при обратном переносе электронов [1,4,5], то есть при меньшем напряжении течения и более высокой долговечности. Подобной корреляции не наблюдалось, если образование H_2O_2 измеряли при прямом переносе электронов [6].

1. Kisel V.P.,Kisel N.S. Functional Foods for Cardiovascular Diseases, Richardson, TX, USA, Ed. Martirosyan D.M. 2006, pp 213-234.
2. Kissel N.S., Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. 2001, v. 309-310A, pp 356-359;
3. Kisel V.P. J. Phys. (Paris), 1985, v. 46, Suppl. 12, p.C-10 (529-532).
4. Kisel V.P. 2nd Int. Conf. on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (nanoSPD-2), 09-13.12.2002, Univ. of Vienna, Austria, Book of Abstracts, P-3.11.
5. Кисель В.П. и др. В сб.: “Фитотерапия, биологически активные вещества естественного происхождения в совр. мед.“, ИПХФ РАН,Черноголовка,14-15.12.2006,с.65-100.
6. Кисель В.П. В сб: “Клиническая фитотерапия и фитохитодезтерапия, биологические и активные пищевые добавки“, Матер. 7й межд. науч. конф., 23-24.01.2009 г, Черноголовка, ЕАЕН и РАЕН, с. 234-259.
7. Lambert A.J., Boysen H.M., Buckingham et al. Aging Cell. 2007, v. 6, pp 607-618.

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛОГИХ СТЕКЛЯННЫХ ОБОЛОЧЕК

Дедов Н. И., Исуткина В. Н., Мурзаева И. А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
nikolai_dedov@mail.ru

Исследуется напряженно-деформированное состояние пологих оболочечных конструкций, изготовленных из закаленного силикатного стекла, являющихся конструкционными элементами автомобиля.

Такие оболочечные конструкции имеют сложную геометрию поверхности и контура. Контур пологой оболочки опирается на ребра, выполненные из упругого полимерного материала.

Для исследования напряженно-деформированного состояния таких конструкций используется метод конечных элементов в форме метода перемещений.

Следуя процедуре метода конечного элемента, вариационное уравнение Лагранжа, выражающее условие минимума функционала полной потенциальной энергии конструкции, запишем в виде

$$d\,\Pi = dU - dW\,,$$

где вариация потенциальной энергии деформации –

$$dU = \iint\limits_S \left(\{e\}^T \{T\} + \{dx\}^T \{M\} \right) ds\,,$$

вариация работы внешних сил –

$$dW = \iint\limits_S \{du\}^T \{q\}\, ds + \int\limits_i \{du\}^T \{P\}\, dl\,.$$

Здесь $\{T\}$ – матрица-столбец внутренних усилий, $\{M\}$ – матрица-столбец внутренних моментов, $\{q\}$ – матрица-столбец поверхностных нагрузок, $\{P\}$ – матрица-столбец контурных нагрузок.

Перемещения u, v, w любой точки внутри конечного элемента аппроксимируем произведениями одномерных полиномов Эрмита, которые определяют двумерные базисные функции.

Конечно-элементная модель ребер из упругого полимерного материала получена с использованием объемных конечных элементов.

Конструкционная прочность ветрового стекла автомобиля толщиной 5,2 мм исследуется совместно с корпусом автомобиля при деформировании корпуса крутящим моментом.

Расчеты, проведенные с использованием полученной конечно-элементной модели конструкции, показали, что уровень эквивалентных напряжений по Мизесу составляет 12,5 МПа, а сдвиговые напряжения равны 6,46 МПа.

Экспериментально определенные остаточные напряжения ветрового стекла не превышают допустимых значение по техническим условиям

$$\left(s_{ост}\right)_р \le 8 \text{ МПа}, \left(s_{ост}\right)_{сж} \le 10 \text{ МПа}.$$

Предел прочности стекла на сжатие $s_{вс} = 900$ МПа, а предел прочности на растяжение $s_{вр} = 100$ МПа.

Проведенные исследования показывают, что конструкционная прочность автомобильного стекла достаточна.

ОПТИМАЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК

Столяров Н. Н., Дедов Н. И., Исуткина В. Н.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
nikolai_dedov@mail.ru

Рассматривается упругая задача о проектировании равнопрочных, минимального веса пластин и оболочек, находящихся под действием распределенных нагрузок, приложенных по их поверхностям.

Рассмотрим функционал

$$I = \int_S \left(s_i - s^*\right)^2 ds, \qquad (1)$$

характеризующий отклонение максимальной интенсивности напряжений s_i по толщине оболочки от заданной s^* по всей поверхности S, ограниченной контуром оболочки.

Распределение толщины $h(x,y)$, как функции координат, определяется из условия минимума функционала (1).

При этом должны быть удовлетворены ограничения на интенсивность напряжений

$$s_i \le s^*, \qquad h \ge h_{\min}.$$

В данной задаче неизвестная переменная толщина оболочки определяется из условия равнопрочности материала, при этом наибольшая по толщине интенсивность напряжений s_i достигает допустимых напряжений по всей оболочке

$$s_i = \sqrt{s_{xx}^2 + s_{yy}^2 - s_{xx}s_{yy} + 3s_{xy}^2} = s^*. \qquad (2)$$

Используя метод штрафных функций, получим расширенный функционал

$$I^* = \int_S \left[\left(1 + d_1 g_1\right)\left(s_i - s^*\right)^2 + d_2 g_2 \left(h - h_{\min}\right)^2 \right] ds. \qquad (3)$$

Толщину оболочки представим в виде

$$h(x,y) = \sum_{l=1}^{m} h_l j_l(x,y),$$

где $j_l(x,y)$ – линейно независимая система аппроксимирующих функций, h_l – коэффициенты, подлежащие определению.

Для минимизации расширенного функционала (3) применяется метод Бокса и Уильсона с использованием итерационного процесса

$$h_l^{k+1} = h_l^k - a^k \, grad\, I^*\left(h_l^*\right), \quad l = \overline{1,m}.$$

Рассмотрим применение полученного алгоритма с использованием трех управляющих параметров и полного факторного эксперимента оптимизации квадратной пластины, нагруженной распределенной поперечной нагрузкой. В результате оптимизации вес пластины уменьшился на 33 % по сравнению с пластиной постоянной толщины.

1. Налимов В.В., Чернова Н.А. Статические методы планирования экспериментов. – М.: Наука, 1965. – 340 с.
2. Фланко А., Мак-Кормик Г. Нелинейное программирование. – М.: Мир, 1972.

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ НАКОНЕЧНИКОВ УПЛОТНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ

Дедов Н. И., Кондрашов Ю. И. Исуткина В. Н.

Самарский государственный технический университет,
Самарский государственный аэрокосмический университет,
Самара, Россия,
nikolai_dedov@mail.ru

Характерной особенностью трубопроводных систем авиационных, химических, судостроительных конструкций является увеличение длительности эксплуатации систем при экстремальных условиях-вибрация, ударные нагрузки, широкий диапазон рабочих температур от -253 °С до +450 °С и высокий уровень рабочих давлений.

В этих условиях исключается возможность применения в качестве материалов уплотнений полимеров и эластомеров. Единственным приемлемым решением, обеспечивающим заданную надежность, является использование уплотнений типа «металл по металлу».

Конструктивно такие уплотнения выполняются в виде контакта по плоскости, по линии или уплотнений на основе упругой кромки.

В данной задаче рассматривается уплотнение, в котором один из элементов имеет упругую кромку , способную к упругой деформации при контакте с жестким коническим или сферическим элементом.

Основное преимущество таких уплотнений заключается в возможности компенсации уменьшения контактного давления вследствие температурных, монтажных деформаций ,а также деформаций, вызванных изменениями реологических свойств материала уплотнений по времени.

Исследование упруго- пластического напряженно –деформированного состояния таких конструкций проводится с использованием метода конечного элемента, построенного на основе теории течения с кинематическими изотропным упрочнением.

Цилиндрический упругий наконечник выполняют обычно из материала меньшей прочности например, из стали 1Х17Н2, HRc 28…35, а конический или сферический элемент выполняется более прочным из стали 9Х18, HRc 48…54.

Величина контактных давлений, необходимых для обеспечения герметичности в рабочих условиях, состоит из двух составляющих- составляющей необходимой для пластической деформации в зоне контакта острой кромки наконечника с коническим или сферическим элементом и составляющей, необходимой для компенсации давления рабочей среды.

Расчеты, проведенные для идеально пластичного материала показали, что для создания зоны пластического контакта шириной 1мм необходимо погонное усилие 75 Н/мм

1. Евстигнеев А.Н., Жуковский А.Е., Квасов В.М., Кондрашов Ю.И., Малеев А.Ф., Шахматов Е.В., Шестаков А.Ф. Основы создания агрегатов автоматики пневмогидравлических систем летательных аппаратов и двигателей. Часть 1. Обеспечение конструкторской надежности и технологичности агрегатов.. – Самара: НПО «Импульс», 1993. – 375 с.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абрамова М.М. 310
Автократова Е.В. 289, 290
Агапашаева С.М. 113
Агахи К.А. 177
Аждарова Д.С. 142
Азанова Я.В. 266
Азаров А.С. 213
Айткулов Р.Р. 175
Акшенцев Ю.Н. 171
Александров И.В. 310, 326
Алексеев В.М. 85
Алексеева В.В. 14
Алетдинов А.Ф. 325
Алеутдинова М.И. 257
Алиев И.И. 115, 116
Алиев И.Г. 116
Алиев М.А. 182
Алиев О.М. 113, 114
Алиева Р.А. 114
Алферова Е.А. 209, 210
Андреев В.А. 277
Андреева Е.А. 288
Андронов И.Н. 302
Аникин В.Н. 256
Антонова О.В. 278
Афонин Г.В. 66
Ахидова Е.А. 99
Ахмадеев Ю.Х. 221
Ахунова А.Х. 180

Багинов А.А. 182
Багмут А.Г. 146
Бадиян Е.Е. 223, 224
Бадртдинов Г.С. 318
Баимова Ю.А. 105
Байрамова С.Т. 114
Барахтин Б.К. 165, 166
Барахтина Н.Н. 165
Баринов С.М. 269
Бахонский Д.А. 301
Бахрачева Ю.С. 303, 304
Бахшалиева Э.А. 113
Белоненко М.Б. 293
Белошапка В.Я. 262
Белошенко В.А. 26, 319
Белых М.В. 295
Белюк С.И. 94, 95
Беляев С.П. 169, 170
Береснев В.М. 341
Бертяев Б.И. 291
Бетехтин В.И. 8, 12, 13
Бибиков А.М. 312
Бисярина Н.В. 68
Биткулов И.Х. 273
Болдырев Д.А. 198
Болочагина А.С. 313
Бондарев А.Б. 277
Бондарев В.А. 277
Борисов В.А. 170
Борисова И.Ф. 217
Бородин В.С. 33
Бородин Е.М. 204
Бородин С.А. 50
Бородин С.А. 51
Борц В.В. 16
Босин М.Е. 56
Бродниковский Н.П. 301
Брюховецкий В.В. 129
Будовских Е.А. 131
Бузанов О.А. 294
Букреева В.А. 316
Быков Р.Н. 156
Быценко О.А. 201

Вакулюк В.С. 233
Валиев Р.З. 16
Валюженич М.К. 237, 239
Варгасов Н.Р. 166
Варюхин В.Н. 26, 27
Васильев А.А. 75
Васильев А.Д. 143
Васильева Л.А. 295
Васюков В.М. 43, 44
Васюков В.М. 189, 329
Ваулина О.Ю. 3
Ващук Е.С. 131
Велиев Дж.А. 333
Венец Ю.С. 334
Вербаховская Р.А. 302
Веревка В.Г. 269
Веремейчик А.И. 120
Викарчук А.А. 45-47
Виноградов А.В. 243
Виноградов К.Н. 300
Виноградова М.Р. 318
Виноградова Н.И. 171, 172
Вихарев С.В. 163
Вичужанин Д.И. 204

Власов Н.М. 207
Возняк А.В. 26
Возняк Ю.В. 26
Волков А.В. 46, 50
Волков А.Е. 337, 338
Воробьев С.В. 73
Воронов А.В. 331
Вострецова А.В. 131
Выбойщик Л.М. 321
Выбойщик М.А. 154-156
Вьюненко Ю.Н. 181

Габриэлян А.В. 247
Газизов М.Р. 317
Галиева Е.Г. 278
Гальцев А.В. 16, 18
Гальченко Н.К. 94, 95
Ганбаров Д.М. 314
Ганеева А.А. 263
Гервасьева И.В. 104
Герцрикен Д.С. 7, 14, 15
Гиляров В.Л. 150
Гирсова С.Л. 285, 286
Гладковский С.В. 203, 204
Глебовский В.Г. 117
Глезер А.М. 72
Глухов И.В. 140
Головин Д.Ю. 43
Головин Ю.И. 19, 43, 44
Голосов Е.В. 152, 153
Голосова Т.Н. 209, 210
Голубовский Е.Р. 284
Гончаров И.Г. 91
Гончарук В.А. 292
Горбань В.Ф. 6
Горбачев Л.А. 340
Гордиенко А.И. 4
Горельский В.А. 266
Горкунов Э.С. 112
Горностырёв Ю.Н. 305
Горяинов Д.С. 230
Горячев Ю.М. 122
Графутин В.И. 145
Григоренко Т.И. 319
Григорьев М.В. 221
Григорьев С.С. 99, 100
Гринберг Б.А. 10
Гришин Ю.М. 251
Громаковский Д.Г. 33
Громов В.Е. 72, 73, 131-133
Груздков А.А. 279
Грызунов В.И. 259
Грызунова Н.Н. 46
Губернаторов В.В. 236
Гуреев Г.Д. 36
Гуреев Д.М. 36
Гурин И.В. 91

Давыдов Д.И. 171, 172
Дамаскинская Е.Е 13, 151
Даниленко Н.И. 6, 301
Данилов В.И. 118
Дедов Н.И. 345-347
Дёмин И.С. 50, 51
Демьянов Б.Ф. 38
Деревягина Л.С. 4
Державинская Л.Ф. 119
Дехтярук В.И. 122
Диньмухаметова Л.С. 260, 261
Дмитриев С.В. 150, 180
Дмитриевский А.А. 189
Дмитрук М.И. 245-249
Добрынина М.В. 166
Довбня А.М. 218
Довбня Л.А. 32, 239
Долгих Д.Е. 60
Дорогов М.В. 46
Драгошанский Ю.Н. 236
Дроздова Н.Ф. 339
Дручинина О.А. 18
Дубинко В.И. 218-220
Дудник Д.В. 39
Дудник Е.А. 39, 212
Дурыхин М.И. 16

Евард М.Е. 338
Егоренкова Е.В. 149
Егорова Л.Ю. 23, 24
Егорова Л.А. 88
Елкина О.А. 22
Елсукова Т.Ф. 3
Ельчанинов П.Н. 183
Емалетдинов А.К. 322-325
Ердыбаева Н.К. 341
Еремичев А.А. 52
Ерохин Г.А. 266
Ершов В.И. 176
Ефимов О.Ю. 132
Ефремова Н.Ю. 189

Жаткин С.С. 335
Жгилев И.Н. 208
Жильцова С.В. 319
Жиляев П.А. 240

Жога И.Л. 245-249
Жуковский П.В. 341
Журавель Л.В. 312
Жучков В.А. 146

Забелин К.С. 74, 75
Забелин С.Ф. 74, 75
Забудченко О.В. 229
Задворкин С.М. 112
Зайцев Д.В. 99, 100
Зайцев С.А. 57
Закамов Д.В. 299
Закирова А.А. 320
Зарипова Р.Г. 320
Засимчук Е.Э. 216
Захаров К.А. 249
Зверев В.Н. 102
Зеленский В.А. 74
Зелепугин С.А. 308
Зельдович В.И. 78, 208
Земенко В.В. 91
Зуев Л.Б. 118
Зыкова Е.В. 301

Ибрагимов А.Р. 330
Иванов А.М. 121
Иванов А.С. 205, 206
Иванов В.М. 62
Иванов Д.В. 232
Иванов Е.В. 143
Иванов М.А. 10
Иванов М.Б. 152, 153, 202
Иванов Ю.Ф. 73, 131-134, 221
Ивченко В.А. 184, 185, 236
Ильина Е.В. 308
Ильинкова Т.А. 330
Ильиных Е.О. 124-126
Ильяшенко М.В. 341
Илюхина О.В. 145
Имаев М.Ф. 315-317
Иоффе А.В. 154, 155
Исаева Е.Ю. 329
Исаенкова М.Г. 43, 44, 200, 201
Исмаилов Ф.И. 115
Исуткина В.Н. 345-347

Кабакова А.А. 80
Кабирова Д.Б. 316
Кадомцев А.Г. 8, 12, 13
Казанцев А.Г. 137
Казанцева Н.Н. 171, 172
Казарина С.А. 76, 77
Кайбышев Р.О. 191
Какулия Ю.Б. 162
Калетина Ю.В. 25
Калиновский В.В. 217
Камашев А.В. 280
Камышанченко Н.В. 16, 18, 192, 193
Канаки А.В. 221
Капустин Р.Д. 136
Караванова А.А. 52
Карасева Е.В. 217
Карась В.И. 219
Кардашев Б.К. 8, 83
Каров Д.Д. 150
Карпец М.В. 6
Карпий С.В. 131
Карпов М.И. 102
Карпухин М.В. 33
Карыев Л.Г. 57
Карькина Л.Е. 21, 22
Кашаев Р.М. 198
Кашапов М.Р. 54
Кащенко М.П. 163, 164
Керяев Д.А. 201
Кибиткин В.В. 225-227
Кирик Г.В. 341
Кириллов А.М. 60
Кирпичёв В.А. 231-233
Кирсанов Р.Г. 254
Кирюшина В.В. 269
Киселева М.П. 296
Киселева Т.Д. 313
Кисель В.П. 344
Кислицин С.Б. 341
Кичаев Е.К. 108
Клевцов Г.В. 53-55
Клевцова Н.А. 53-55
Клепиков В.Ф. 218-220
Клубович В.В. 9
Клявин О.В. 84
Коваленко В.В. 134
Коваль Ю.Н. 14
Коврига Ю.П. 126
Козлов Э.В. 34, 35, 134
Коковихин Е.А. 204
Колесникова К.А. 94, 95
Колмаков А.В. 329
Колобов Ю.Р. 152, 153
Колубаев А.В. 281
Колубаева Ю.А. 229
Комаров Ф.Ф. 341
Комракова А.Е. 251
Кондратов В.М. 168

Кондрашов Ю.И. 347
Конева Н.А. 34, 35
Коновалов С.В. 72, 73, 131-134
Коновалова К.В. 132
Корепанова В.С. 302
Коржов В.П. 100, 102, 103
Корзников А.В. 194, 196-198
Корзникова Г.Ф. 194, 195, 198
Корзникова Е.А. 271
Корнева А.В. 195
Корнет Е.В. 133
Коробенков М.В. 306
Коротаев А.Д. 265
Коршунов А.Б. 177, 256
Коршунов Л.Г. 274
Косарева Е.А. 318
Косицына И.И. 64
Костенкова Т.П. 256
Косулин С.И. 143
Кочергин И.В. 248
Кочергина Ю.А. 57
Кравченко И.Б. 239
Крапивка Н.А. 6
Красников А.С. 96, 98
Крестелев А.И. 239
Кривобокова Е.С. 258
Кривченко А.Л. 110, 239, 254
Криштал М.М. 50-52
Круглов А.А. 250, 263
Крыленко И.Н. 193
Крыловский В.С. 190, 218
Крымская О.А. 43, 44
Крысина О.В. 221
Кугаенко О.М. 294, 295
Кузеев И.Р. 260, 261
Кузнецов В.Н. 177
Кузнецов В.П. 184
Кузнецов П.В. 178, 179
Кузнецова Р.И. 129
Кузьменко И.Н. 153, 192, 193
Куксенко В.С. 151
Куксин А.Ю. 240-243
Кулак М.М. 9
Кулизаде Э.С. 142
Кульков С.Н. 221
Кунгурцев Е.С. 192
Кунгурцев М.С. 192, 193
Купреев А.В. 276
Курицын В.В. 239
Кустов А.И. 160, 161
Кухаренко Ю.А. 292
Куценко П.А. 217
Кушнир В.А. 218

Лаврентьев Ф.Ф. 56
Лазаренко А.С. 282
Лановая А.В. 62
Ларионов А.А. 277
Лашманов А.М. 108-110
Лашманова А.А. 109, 110
Лашманова Е.В. 108
Лебедев В.П. 218, 220
Лебедев Н.Г. 293
Лебедев С.В. 190
Лебедева Н.В. 165
Левина А.В. 80
Левшанов В.С. 269
Леденёв О.П. 217
Лесников В.П. 184
Лесюк Е.А. 264
Лиманова Н.И. 47
Литвинов В.Л. 328
Литовченко И.Ю. 197
Ловцов А.Р. 189
Лозенков А.А. 62
Ломакин И.В. 170
Ломонов В.А. 243
Лотков А.И. 149
Лохин В.В. 88
Лукин Е.С. 121
Лутфуллин Р.Я. 263
Луц А.Р. 297
Луценко Е.С. 155
Лучкин Р.С. 321
Лысенко А.В. 67
Лычагин А.Д. 210
Лычагин Д.В. 209, 210

Магаммедрагимова Р.С. 116
Мазанко В.Ф. 7
Мазилов А.В. 91
Мазилова Ю.А. 91
Майдан Д.А. 298
Майорова О.Н. 311
Макаров А.В. 23, 24, 274, 275
Макаров А.С. 66
Макаров С.В. 128
Максудова Т.Ф. 142
Малашенко В.В. 158, 159
Малкин А.И. 283
Малофеев С.С. 317
Малыгина И.Ю. 274, 275
Мальцева Л.А. 79, 81, 82
Мальцева Т.В. 80, 82

Мамзин Е.А. 47
Манохин С.С. 202
Маргаритов А.Ю. 20
Маркидонов А.В. 37
Маркушев М.В. 144, 289
Махнева Т.М. 147
Мацокин В.П. 255
Мацокин Д.В. 255
Медведев Н.Н. 37
Медведева Е.В. 184
Мейснер Л.Л. 149
Мельников А.Г. 257
Мерсон Д.Л. 90
Мигель И.А. 160
Мигель И.А. 161
Мильман Ю.В. 5
Милюкина С.Н. 71
Миляев А.И. 194
Миляев И.М. 194
Минаков Е.А. 335
Мирзаев Д.А. 188
Миркин Л.И. 96, 98
Миронов А.В. 14
Миронов В.М. 14
Миронов Д.В. 7, 11
Миронов Ю.П. 148, 149
Миронова О.А. 15
Миронова Т.В. 7
Мисарь А.В. 82
Митлина Л.И. 15
Митлина Л.А. 318
Митропольская С.Ю. 111, 112
Митрофанов Ю.П. 69
Митроченко В.В. 218
Михайловская Т.А. 69
Михальчук В.М. 319
Михалюк А.Н. 138
Михеев В.А. 312
Мишин В.М. 140
Мишин И.П. 229
Мовчан А.А. 76, 77
Мовчан И.А. 76
Могучева А.А. 191
Мозжаров С.Е. 252
Морозова Е.А. 30
Мочалова М.В. 289
Мошков В.Ю. 265
Мулендеев Д.А. 336
Мулюков Р.Р. 272, 273
Муратов В.С. 30, 31
Мурашкин М.Ю. 144
Мурзаева И.А. 345
Мясищева Г.Г. 145
Мясоедов Д.С. 61

Назаров А.А. 150
Напрюшкин А.А. 226, 227
Нарыкова М.В. 8
Насибулин А.Г. 12
Нгуен Н.Т.Н. 68
Нейфельд В.В. 332
Неклюдов И.М. 16, 18
Нечаенко Д.А. 202
Никифорова Д.К. 144
Николаев В.И. 84
Николаев Е.А. 156
Николаенко П.А. 137
Николайчук Г.П. 146
Никулин И.С. 192, 193
Никулин П.А. 144
Новиков Г.В. 61
Норман Г.Э. 240-243

Овсянников А.В. 214
Овчаренко Т.Н. 294
Овчинников С.В. 265
Озерец Н.Н. 81
Олейник Е.Е. 146
Опарин В.Б. 300
Орлов В.В. 339
Орлова Д.В. 118
Орлова Т.С. 83
Осинская Ю.В. 29, 311
Осинцева А.Л. 24
Осипова О.Ю. 144
Осокин Е.П. 165
Остапчук П.Н. 219
Острик А.В. 93

Павлов В.Ф. 233
Павлова А.Л. 308
Панин В.Е. 3, 4
Панфилов П.Е. 99, 100, 305
Панченко Е.Ю. 214, 215
Параца В.М. 216
Паркин А.А. 335, 336
Парфёнов А.В. 268
Пахомова И.Н. 255
Пацелов А.М. 10, 12, 253
Пашинская Е.Г. 27
Пенкин А.В. 152
Пеняева Л.Н. 312
Первухин Л.Б. 136, 137, 167
Первухина О.Л. 167

Перевезенцев В.Н. 40, 41
Перлович Ю.А. 200, 201
Петраков В.С. 295
Петракова И.В. 178, 179
Петров Е.В. 254
Петров Н.В. 277
Петров С.С. 29
Петрова Н.Д. 121
Петровская М.В. 300
Петухов А.Н. 70, 284
Печковский Э.П. 6
Пилипенко А.П. 216
Пилюгин В.П. 12, 253
Пинжин Ю.П. 265
Пинчук А.И. 107
Писарев В.В. 243
Платков В.Я. 262
Платонов Л.Л. 9
Плешанов В.С. 225-227
Плотников В.А. 127, 128
Плужникова Т.Н. 60-62
Погребняк А.Д. 340, 341
Поздеева Н.А. 274, 275
Поздняков О.Ф. 84
Пойда А.В. 129
Пойда В.П. 129
Покоев А.В. 29, 311
Полетика Т.М. 285, 286
Поликарпов Ю.И. 150
Поляков Л.Е. 329
Попкова Ю.Ф. 3
Попов А.Г. 64
Попов Д.А. 283
Попов Н.Н. 287
Попова Н.А. 35
Потапенко И.Ф. 219
Пояркова Е.В. 258, 260, 261
Приймак Е.Ю. 259
Прокопьев Е.П. 145
Прохоров П.Э. 48, 49
Пугачева Н.Б. 228
Пудов В.И. 234-236
Путилин В.А. 280
Пшеничников А.П. 286

Рагимова В.М. 113, 114
Радченко В.П. 20
Ракитин Р.Ю. 38
Реснина Н.Н. 169, 170
Реут И.И. 291
Рихтер Д.В. 167
Родионов Д.П. 104, 139, 171
Рокицкая Е.А. 301
Романов Е.П. 172
Ромашов Р.В. 130
Рубаник В.В.(мл.) 71, 170
Рубаник В.В. 71, 170
Рубаник О.В. 170
Рублинецкая Ю.В. 124-126
Русин Н.М. 141
Рыбин В.В. 10

Савельев Г.И. 145
Савич В.В. 252
Савич С.В. 220
Саврай Р.А. 23, 274
Савченков Э.А. 173-175
Сагарадзе В.В. 64
Сазонов М.И. 120
Сазонова В.А. 139
Самарцев В.П. 94
Самелюк А.В. 301
Сарафанов Г.Ф. 40-42
Саркисян С.О. 123
Саушкин М.Н. 231, 232
Сафаров И.М. 196, 272, 309
Сафина Д.С. 326
Сафиуллин А.Р. 250
Сафиуллин Р.В. 250
Сахаров С.А. 294
Сбойчаков А.М. 292
Светличнов К.В. 92
Свирина Ю.В. 156
Святкин А.В. 31
Семенов В.Н. 256
Семенов С.В. 304
Семёнова Е.С. 262
Семенова Л.М. 303, 304
Семеновых А.Г. 164
Семин А.П. 72
Сергеев В.И. 309
Сергеев В.П. 331, 332
Сергеев О.В. 331
Сергиенко В.П. 276
Сильченко Л.Г. 76
Симан Н.И. 122
Сименко Д.С. 296
Синица Н.В. 212
Ситдиков О.Ш. 289, 290
Скворцов А.И. 168
Скворцова Н.П. 243
Скотникова М.А. 85-87
Скрипняк В.А. 306, 307
Скрипняк В.В. 307

Скрипняк Е.Г. 306
Слепушкин В.В. 124-126
Слесаренко В.А. 169
Слуцкер А.И. 13, 150
Смирнов Б.И. 83, 84
Смирнов С.В. 203
Смовж Д.В. 327
Смыслов В.А. 231
Соболев А.С. 234, 235
Соковиков М.А. 211
Соколенко В.И. 217
Соколов А.В. 86
Солодова И.Л. 12, 253
Солодушкин А.И. 225, 226
Соломенцев А.Н. 194
Сорокина С.С. 86
Стадников А.Н. 284
Старостенков М.Д. 37, 38, 39, 212
Стегайлов В.В 240, 242, 243
Степанова Е.Н. 229
Степанова Н.Н. 171, 172
Столбоушкина О.А. 73
Столяров Н.Н. 346
Столяров Р.А. 43, 44, 329
Суворикова В.А. 339
Суворов П.В. 154
Суглобова И.К. 308
Сунгатулин А.Р. 331, 332
Счастливцев В.М. 21, 23-25
Сычева Т.С. 236

Табатчикова Т.И. 23, 24
Талалова Е.А. 47, 49
Тант Зин Аунг 77
Тарасов С.Ю. 281
Таций В.Ф. 339
Тересов А.Д. 229
Терешатов В.В. 119
Терещенко Н.А. 187, 188
Тетюева Т.В. 155
Тимофеева Е.Е. 215
Тимошенков С.П. 145
Титов П.Л. 138
Тихомирова К.В. 329
Тихоненко В.В. 222
Тихонова Т.А. 37
Ткачев А.Г. 329
Толочко Н.К. 252
Толочко О.В. 12
Толубаев Н.Ю. 268
Тонкопряд А.Г. 223, 224
Требунских В.П. 32
Трифонова Е.А. 154, 155
Тришкина Л.И. 34
Трофимов В.М. 75
Трунина Т.А. 204
Трякина Н.Ю. 258, 260, 261
Туева Е.А. 81
Тулеушев Ю. 341
Турлачева О.В. 92
Тюменцев А.Н. 135, 197
Тютюков С.Н. 302
Тютяев А.В. 237, 238
Тягунова Е.В. 85, 87
Тягунова Е.В. 87

Уваров А.И. 187
Урцев В.Н. 188
Уткин А.В. 339

Фадин В.В. 257
Фарзалиев А.А. 116
Федорищева М.В. 331, 332
Федоров В.А. 57-61
Федосеев М.С. 119
Федосеев М.Л. 339
Федосов С.А. 296
Фесенко В.А. 200, 201
Фесенюк М.В. 54
Фетисов В.С. 269
Филимонов Г.Н. 166
Филиппов Ю.И. 171
Фирстов С.А. 6
Фиялка Л.И. 122
Фроленкова Л.Ю. 213
Фролов В.А. 217
Фролова Н.Ю. 208
Фролова О.А. 55
Фуников С.Л. 86
Фунтиков Ю.В. 145

Хазгалиев Р.Г. 316, 317
Хаймович П.А. 89, 90
Харина Е.Г. 38
Хасанова Г.Ф. 272
Хаустов В.И. 33
Хейфец А.Э. 208
Хисамов Р.Х. 272
Хлебникова Ю.В. 104, 139
Хмелевская В.Б 86
Ховив Д.А. 66
Ходак И.В. 218
Хомская И.В. 78, 208
Хоник В.А. 65, 67-69

Хоник С.В. 66
Хорев И.Е. 266
Хорошилов Д.Е. 212
Хрусталев А.К. 50, 51
Хусаинов М.А. 277
Хуснуллин А.М. 198

Цаповская О.А. 205
Цветков С.В. 87
Цветкова Г.В. 87
Целуев М.Ю. 276

Чаусов Н.Г. 216
Чащина В.Г. 163, 164
Челяпина О.И. 206
Черкасова С.А. 284
Чернов Ю.М. 84
Чернова И.В. 59
Черных Д.С. 172
Чернышев Е.Г. 253
Черняева Е.В. 90, 337
Чиванов А.В. 61
Чинокалов В.Я. 132
Чудновский А.Д. 137
Чумляков Ю.И. 214, 215
Чурбаев Р.В. 82

Шаврей С.Д. 107
Шайбер Ф. 169
Шапочкин В.И. 303
Шарапова В.А. 81
Шарипов И.З. 273
Шашкова В.К. 173
Шашкова Л.В. 173
Швертня К. 195
Шевченко Н.В. 197
Шеляков А.В. 169
Шеховцов О.В. 223, 224
Шигин С.В. 33
Шипачев А.Н. 308
Шипиленко А.П. 341
Шипкова И.Г. 146
Ширин-заде И.Н. 314
Ширин-заде Н.А. 314
Ширинов Т.М. 72
Ширманов Н.А. 267, 268
Шкилько А.М. 222
Шоркин В.С. 213
Шорохов Е.В. 208
Шпейзман В.В. 84
Штеренберг А.М. 7, 110
Штинов Е.Д. 117
Шуклинов А.В. 43, 44, 189, 329
Шуринов Р.В. 223, 224
Шут В.Н. 252
Шушлебин И.М. 186

Щеголева С.А. 138

Энгелько В.И. 201
Эфрос Б.М. 203

Юдин В.В. 138
Юркова А.И. 5
Юрьев А.Б. 132
Юсупов В.С. 194

Яковенкова Л.И. 22
Яковлев А.В. 59
Яковлева И.Л. 21, 23, 24, 187, 188
Яковлева С.П. 172
Якупов С.С. 175
Якушев В.В. 339
Якушкина Е.М. 29
Янилкин А.В. 240-243
Янковская Т.В. 280
Янюшкина Н.Н. 293
Яресько С.И. 230
Ясников И.С. 48, 49
Яшин А.В. 212

Andren H.-O. 185
Bayramoğlu S. 310
Faber K.T. 83
Gür C.Hakan 310
Kisel V.P. 342, 343
Kvist A. 185
Lutsyk V.I. 28
Maier H.J. 214
Nechaev Yu.S. 63
Pinchuk A. 106
Polatoglou H. 106
Saxl I. 8
Sklenicka V. 8
Wilkes T.E. 83

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Ваулина О.Ю., Попкова Ю.Ф. МЕХАНИЗМЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕЗОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	3
Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И. ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОУРОВНЕВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ВАРИАЦИИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ	4
Мильман Ю.В., Юркова А.И. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНО- И СУБМИКРОННЫХ СТРУКТУР И ИХ СВОЙСТВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛАХ ТЕПЛОЙ И ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ.	5
Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Даниленко Н.И., Карпец М.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	6
Штеренберг А.М., Мазанко В.Ф., Герцрикен Д.С., Миронов Д.В., Миронова Т.В. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕДИ С УГЛЕРОДОМ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	7
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Sklenicka V., Saxl I., Нарыкова М.В. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ (РКУП) НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА	8
Клубович В.В., Кулак М.М., Платонов Л.Л. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОЦЕСС СИНТЕЗА БОРИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС	9
Рыбин В.В. , Гринберг Б.А., Иванов М.А. , Пацелов А.М. ОБРАЗОВАНИЕ ВИХРЕЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	10
Миронов Д.В. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОБАЛЬТА	11
Пилюгин В.П., Толочко О.В., Кадомцев А.Г., Насибулин А.Г., Солодова И.Л., Пацелов А.М., Бетехтин В.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОПОРОШКОВ ЖЕЛЕЗА, ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	12
Слуцкер А.И., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И., Дамаскинская Е.Е ПРОЧНОСТЬ SiC КЕРАМИКИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	13
Коваль Ю.Н., Гецрикен Д.С., Миронов В.М., Алексеева В.В., Миронов А.В. ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОСЛОЕК НА ПРОТЕКАНИЕ ПРОЦЕССОВ МАССОПЕРЕНОСА И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	14
Митлина Л.И., Герцрикен Д.С., Миронова О.А. ДИФФУЗИЯ В СИСТЕМАХ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ	15
Валиев Р.З. ПАРАДОКС ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	16
Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Дурыхин М.И., Неклюдов И.М., Борц В.В. ВЗАИМОЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ И ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В НИКЕЛЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300 – 77К В ПРОЦЕССЕ НАГРУЖЕНИЯ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ.	16
Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Дручинина О.А., Неклюдов И.М. ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЧИСТОГО НИКЕЛЯ В ЗА-	18

ВИСИМОСТИ ОТ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ.	
Головин Ю.И. РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ И НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ: ПРИРОДА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	19
Радченко В.П., Маргаритов А.Ю. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТОХАСТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НЕУПРУГИХ РЕОЛОГИЧЕСКИХ МИКРОДЕФОРМАЦИЙ СПЛАВА АД–1	20
Карькина Л.Е., Яковлева И.Л., Счастливцев В.М. ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВ В СТРУКТУРЕ РЕВЕРТИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА	21
Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Елкина О.А. ТЭМ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ Ti_3Al ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	22
Макаров А.В., Саврай Р.А., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ТОНКОПЛАСТИНЧАТОМ ПЕРЛИТЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ.	23
Макаров А.В., Счастливцев В.М., Осинцева А.Л., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю. ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ ТРЕНИИ И АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРАМИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА	24
Калетина Ю.В., Счастливцев В.М. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА СТАЛИ 03Х11Н8К10М5Т	25
Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Возняк А.В., Возняк Ю.В. СВОЙСТВА КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ РАВНОКАНАЛЬНОЙ УГЛОВОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ	26
Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	27
Lutsyk V.I. COMPUTER WORKING MODELS OF T-X-Y DIAGRAMS TO DESIGN MICRO- AND NANOSTRUCTURES IN CERAMICS AND ALLOYS	28
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Петров С.С., Якушкина Е.М. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ БЕРИЛЛИЯ НА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu–Be ПРИ СТАРЕНИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	29
Морозова Е.А., Муратов В.С. ЛАЗЕРНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА НИКЕЛЕМ И ЖЕЛЕЗОМ	30
Святкин А.В., Муратов В.С. РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ОТЖИГА ПРУТКОВ ИЗ ЛАТУНИ ЛМцА 58-2-1	31
Довбня Л.А., Требунских В.П. МЕХАНИЧЕСКОЕ АКТИВИРОВАНИЕ И ИНИЦИИРОВАНИЕ ВЗРЫВЧАТОГО РАЗЛОЖЕНИЯ СМЕСЕЙ ПХА С МЕТАЛЛАМИ	32
Громаковский Д.Г., Шигин С.В., Бородин В.С., Карпухин М.В., Хаустов В.И. РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПРОТИВОИЗНОСНЫХ И АНТИФРИКЦИОННЫХ ПРОКЛАДОК ДЛЯ ПОДШИПНИКОВЫХ УЗЛОВ	33
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТВЁРДОГО РАСТВОРА И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ МЕДНЫХ СПЛАВОВ НА ПАРАМЕТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ	34
Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. СОВОКУПНОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ.	35

Гуреев Г.Д., Гуреев Д.М. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕННОЙ ФОРМЫ ЛАЗЕРНОГО ИМПУЛЬСА НА ГЛУБИНУ ЗОНЫ УПРОЧНЕНИЯ В СТАЛЯХ	36
Старостенков М.Д., Маркидонов А.В., Медведев Н.Н., Тихонова Т.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕНОСА МАССЫ В ВИДЕ РЯДОВ ВАКАНСИЙ И МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ НА ПРИМЕРЕ ДВУМЕРНОГО КРИСТАЛЛА	37
Старостенков М.Д., Харина Е.Г., Ракитин Р.Ю., Демьянов Б.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПРОФИЛЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ ЧАСТЕЙ БИКРИСТАЛЛА С ГЦК РЕШЕТКОЙ	38
Дудник Е.А., Старостенков М.Д., Дудник Д.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОТЕНЦИАЛА МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ	39
Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф. МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОБОРВАННЫХ СУБГРАНИЦ И РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ ФРАГМЕНТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	40
Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ЗАРОЖДЕНИЯ СУБГРАНИЦ И МИКРОТРЕЩИН В УПРУГИХ ПОЛЯХ ДИСКЛИНАЦИЙ, ЭКРАНИРОВАННЫХ СИСТЕМОЙ ДВИЖУЩИХСЯ ДИСЛОКАЦИЙ.	41
Сарафанов Г.Ф. НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РАЗУПРОЧНЕНИЕМ ВО ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЕ.	42
Головин Ю.И., Головин Д.Ю., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Васюков В.М., Столяров Р.А., Шуклинов А.В. ИЗВЛЕЧЕНИЕ МАКРОСВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ИЗ ДАННЫХ НЕПРЕРЫВНОГО МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ	43
Головин Ю.И., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Васюков В.М., Столяров Р.А., Шуклинов А.В. РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ МЕАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ	44
Викарчук А.А. ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ПОДЛОЖКАХ КАК МЕСТА РОСТА НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ	45
Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Волков А.В., Дорогов М.В. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КАНТИЛЕВЕРОВ НА ОСНОВЕ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ	46
Лиманова Н.И., Талалова Е.А., Мамзин Е.А., Викарчук А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПОЛОСТЕЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	47
Ясников И.С., Прохоров П.Э. ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ МИКРОКРИСТАЛЛЫ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЕРЕБРА	48
Ясников И.С., Прохоров П.Э., Талалова Е.А. ОБ ОДНОМ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ДОКАЗАТЕЛЬСТВЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ОСТРОВКА РОСТА В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧЕРЕЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ	49
Криштал М.М., Дёмин И.С., Хрусталев А.К., Волков А.В., Бородин С.А. НОВАЯ МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА ОСНОВЕ ФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА. ЭВОЛЮЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕХОДА К МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	50
Криштал М.М., Дёмин И.С., Хрусталев А.К., Бородин С.А. ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ВИДЕОСЪЕМКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ВИДЕОРЯДА	51
Криштал М.М., Караванова А.А., Еремичев А.А. ОСОБЕННОСТИ ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ПРИ НАГРЕВЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИ	52

ОЦИНКОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 70, НАХОДЯЩИХСЯ В РАЗЛИЧНЫХ СОСТОЯНИЯХ	
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ И ДИАГНОСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ	53
Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Клевцов Г.В., Кашапов М.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ С ПОКРЫТИЕМ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	54
Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. ВЛИЯНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ	55
Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф. КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТРАНСФОРМАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ЛЕСА ИЗ МАТЕРИНСКОГО КРИСТАЛЛА В ДВОЙНИК	56
Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Карыев Л.Г., Зайцев С.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ПРИ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ.	57
Федоров В.А. О ЗАРОЖДЕНИИ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ.	58
Федоров В.А., Яковлев А.В., Чернова И.В. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЗОН ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	59
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Долгих Д.Е. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛОТНОСТЬ ДВОЙНИКОВ В ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe+3,25%Si.	60
Федоров В.А., Чиванов А.В., Плужникова Т.Н., Новиков Г.В., Мясоедов Д.С. ПОВЕДЕНИЕ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ β-ОБЛУЧЕНИИ.	61
Лановая А.В., Иванов В.М., Плужникова Т.Н., Лозенков А.А. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРОВОДНИКОВ С ДЕФЕКТАМИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ.	62
Nechaev Yu.S. ON NANO-SCALE MECHANISMS OF COMPATIBILITY OF STEELS WITH HYDROGEN AND NATURAL GAS	63
Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Попов А.Г. МИКРОТВЕРДОСТЬ И СТРУКТУРА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА МАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИНЫХ СТАЛЕЙ	64
Хоник В.А. О РОЛИ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ФОРМИРОВАНИИ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ И ГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	65
Хоник С.В., Ховив Д.А., Макаров А.С., Афонин Г.В. ВОССТАНОВЛЕНИЕ ИНФРАНИЗКОЧАСТОТНОГО МОДУЛЯ СДВИГА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ В МАССИВНОЙ И ЛЕНТОЧНОЙ ФОРМЕ	66
Лысенко А.В., Хоник В.А. КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$	67
Нгуен Н.Т.Н., Бисярина Н.В., Хоник В.А. ВОЗВРАТ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ СОСТАРЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{40}P_{20}$	68
Митрофанов Ю.П., Михайловская Т.А., Хоник В.А. КИНЕТИКА РЕЛАКСАЦИИ ВЫСОКОЧАСТОТНОГО МОДУЛЯ СДВИГА ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$ В УСЛОВИЯХ ЛИНЕЙ-	69

НОГО НАГРЕВА	
Петухов А.Н. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРЕЖДЕНИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОНТАКТА ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИЕЙ	70
Рубаник В.В. (мл.), Рубаник В.В., Милюкина С.Н. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПРОВОЛОКИ TiNi С ЦЕЛЬЮ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ	71
Глезер А.М., Ширинов Т.М., Коновалов С.В., Семин А.П., Громов В.Е. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА Fe–Co СПЛАВА ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ	72
Столбоушкина О.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Громов В.Е. РОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА В ФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	73
Забелин С.Ф., Зеленский В.А., Забелин К.С. КОНТРОЛИРУЕМАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	74
Забелин С.Ф., Забелин К.С., Трофимов В.М., Васильев А.А. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОТЖИГА НА КИНЕТИКУ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ОХРУПЧИВАНИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	75
Сильченко Л.Г., Мовчан А.А., Казарина С.А. Мовчан И.А. УЧЕТ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОДЕЛИ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	76
Казарина С.А., Мовчан А.А., Тант Зин Аунг ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОВ СУММИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	77
Хомская И. В., Зельдович В.И. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОЙ КРИОГЕННОЙ СТАЛИ	78
Мальцева Л.А. ВКЛАД РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ В ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ АЛЮМИНИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	79
Мальцева Т.В., Кабакова А.А., Левина А.В. ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ	80
Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Шарапова В.А., Туева Е.А. ДЕФОРМАЦИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ АУСТЕНИТА	81
Мальцева Л.А., Мальцева Т.В., Мисарь А.В., Чурбаев Р.В. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЯХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	82
Кардашев Б.К., Орлова Т.С., Смирнов Б.И., Wilkes T.E., Faber K.T. УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ БИОМОРФНОГО УГЛЕРОДА НА ОСНОВЕ ДЕРЕВА СОСНЫ	83
Клявин О.В., Николаев В.И., Поздняков О.Ф., Смирнов Б.И., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. МЕХАНОДИНАМИЧЕСКАЯ ДИФФУЗИЯ АЗОТА В КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ	84
Скотникова М. А., Алексеев В. М., Тягунова Е.В. ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТИПА ВТ20 С ПРИМЕНЕНИЕМ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ И АНАЛИЗА ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ФАЗ	85
Скотникова М.А, Хмелевская В.Б, Фуников С.Л, Соколов А.В, Сорокина С.С СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТИ	86

СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОМ ПН85Ю15	
Скотникова М. А., Цветкова Г. В., Цветков С.В., Тягунова Е.В НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА АМЦ ПОСЛЕ НАНЕСЕНИЯ РЕГУЛЯРНОГО МИКРО-РЕЛЬЕФА	87
Егорова Л.А., Лохин В.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ АСТЕРОИДА ПРИ ВХОДЕ В АТМОСФЕРУ ПЛАНЕТЫ	88
Хаймович П.А. БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ: ОЖИДАЕМОЕ И НЕОЖИДАННОЕ	89
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	90
Мазилов А.В., Гончаров И.Г., Гурин И.В., Мазилова Ю.А., Земенко В.В. ПОВЫШЕНИЕ РАДИАЦИОННО-ЗАЩИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	91
Светличнов К.В., Турлачева О.В. ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ ТРУБОПРОВОДОВ НА СУТОРМИНСКОМ МЕСТОРОЖДЕНИИ ТЮМЕНСКОЙ ОБЛАСТИ	92
Острик А.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ СФЕРОПЛАСТИКОВ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНЫХ ПОТОКОВ ИЗЛУЧЕНИЯ	93
Гальченко Н.К., Колесникова К.А., Самарцев В.П., Белюк С.И. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ФУРМ КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ	94
Колесникова К.А., Гальченко Н.К., Белюк С.И. МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПОКРЫТИЙ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМ ПОРОШКОМ ZrO_2.	95
Красников А.С., Миркин Л.И. К МЕТОДИКЕ РАСЧЕТА МОМЕНТОВ ПРОФИЛЕЙ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКЦИОННЫХ ЛИНИЙ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТЕКЛО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	96
Красников А.С., Миркин Л.И. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В ЗОНЕ ДЕЙСТВИЯ ЛУЧА ЛАЗЕРА	98
Зайцев Д.В., Ахидова Е.А., Григорьев С.С., Панфилов П.Е. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЧЕЛОВЕЧЕСКОГО ДЕНТИНА ПРИ СИНДРОМЕ ШЕГРЕНА	99
Зайцев Д.В., Григорьев С.С., Панфилов П.Е. ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТКАНЯХ ЧЕЛОВЕЧЕСКИХ ЗУБОВ	100
Коржов В.П. МИКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЕЧЕННОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА Cu-30%Cr ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ЕЕ ПОВЕРХНОСТИ	100
Коржов В.П., Карпов М.И., Зверев В.Н. АНИЗОТРОПИЯ КРИТИЧЕСКОГО ТОКА В НАНОКОМПОЗИТАХ ИЗ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СПЛАВОВ НИОБИЙ-ТИТАН.	102
Коржов В.П. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОРИСТЫЕ ТРУБКИ. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА.	103
Гервасьева И.В., Родионов Д.П., Хлебникова Ю.В. ТЕКСТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ДЛЯ ВТСП КОМПОЗИЦИЙ	104

Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Назаров А.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ДВУМЕРНОМ КРИСТАЛЛЕ ПРИ ЗАДАННЫХ НАПРЯЖЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРЕ	105
Pinchuk A., Polatoglou H. THE INTENSIFICATION OF GLIDING IN BISMUTH CRYSTALS DURING INDENTATION IN CASE OF INFLUENCE OF CONSTANT MAGNETIC FIELD	106
Пинчук А.И., Шаврей С.Д. ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ТИПА ВИСМУТА В УСЛОВИЯХ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА	107
Лашманов А.М., Кичаев Е.К., Лашманова Е.В. ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПРИВОДА ШТАНГОВОГО ГЛУБИННОГО НАСОСА С ПОМОЩЬЮ ИЗНОСОСТОЙКИХ СМАЗОК	108
Лашманов А.М., Лашманова А.А. СПЕЦИФИКА ИССЛЕДОВАНИЯ РЕНТГЕНОВСКИМИ МЕТОДАМИ СУБСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ С ГРАДИЕНТОМ СВОЙСТВ ПО ГЛУБИНЕ	109
Лашманов А. М., Кривченко А. Л., Штеренберг А. М., Лашманова А. А. МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МОНТАЖНЫХ СТЫКОВ ВЕРТИКАЛЬНЫХ СТАЛЬНЫХ РЕЗЕРВУАРОВ	110
Митропольская С.Ю. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИЗМЕРЕНИЯ ИХ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК.	111
Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Митропольская С.Ю. ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТРУБНОЙ СТАЛИ ГРУППЫ ПРОЧНОСТИ Х70.	112
Алиев О.М., Бахшалиева Э.А., Рагимова В.М., Агапашаева С.М. СИНТЕЗ И ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ СОЕДИНЕНИЯ ТИПА $LnSnTe_2$ И $LnPbTe_2$ (Ln = Sm, Eu, Yb)	113
Байрамова С.Т. Алиев О.М., Алиева Р.А., Рагимова В.М. О СТРУКТУРНЫХ АНАЛОГАХ МИНЕРАЛА АЙКИНИТА, $PbCuBiS_3$	114
Исмаилов Ф.И., Алиев И.И. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ Ce,Pr И Sm НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ($Bi_2Sb_5Se_3Te_6I_3$).	115
Алиев И.И., Фарзалиев А.А., Алиев И.Г., Магаммедрагимова Р.С. ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И СТЕКЛООБРАЗОВАНИЕ В СИСТЕМАХ $InAs_2Se_4$-$In_3AsS_3Se_3$, TlAsSeS-$TlAs_2S_3Se$ И $Tl_3As_2Se_6$-$Tl_3As_2S_3Te_3$	116
Глебовский В.Г., Штинов Е.Д. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ	117
Данилов В.И., Орлова Д.В., Зуев Л.Б. МИКРОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ	118
Федосеев М.С., Терешатов В.В., Державинская Л.Ф. ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НОВЫХ ЭПОКСИДНЫХ СВЯЗУЮЩИХ С ВЫСОКИМ УРОВНЕМ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК	119
Веремейчик А.И., Сазонов М.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В ВИХРЕВОМ ПОТОКЕ ГЕЛИЯ	120
Петрова Н.Д., Лукин Е.С., Иванов А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	121
Горячев Ю.М., Дехтярук В.И., Симан Н.И., Фиялка Л.И. СВЯЗЬ УПРУГО- И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ МАГНИЙ –	122

БОР С ПАРАМЕТРАМИ ЕЁ ЭЛЕКТРОННОГО СТРОЕНИЯ	
Саркисян С.О. ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК.	123
Ильиных Е.О., Рублинецкая Ю.В., Слепушкин В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ФАЗ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЛОКАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	124
Рублинецкая Ю.В., Слепушкин В.В., Ильиных Е.О. ОБ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЕ СПЛАВОВ МЕДЬ-НИКЕЛЬ	125
Рублинецкая Ю.В., Слепушкин В.В., Ильиных Е.О., Коврига Ю.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ ОЛОВО-СУРЬМА МЕТОДОМ ЛОКАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	126
Плотников В.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	127
Плотников В.А., Макаров С.В. НЕУСТОЙЧИВОСТЬ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ	128
Брюховецкий В.В., Кузнецова Р.И., Пойда А.В., Пойда В.П. ЛОКАЛЬНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КАК ПРИЧИНА РАЗВИТИЯ ПОРИСТОСТИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	129
Ромашов Р.В. СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ	130
Вострецова А.В., Ващук Е.С., Карпий С.В., Коновалов С.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЁРДОСТЬ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО МЕДНЕНИЯ СТАЛИ 45.	131
Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Коновалова К.В. МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЛИТЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ	132
Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ ПРИ ЗАКАЛКЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	133
Коваленко В.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	134
Тюменцев А.Н. ОБРАЗОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ И ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ МЕХАНИЗМАМИ ПРЯМЫХ ПЛЮС ОБРАТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА	135
Капустин Р.Д., Первухин Л.Б. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА МУЛЛИТОВЫХ СТРУКТУР И КОРУНДА В ОГНЕУПОРНЫХ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ	136
Первухин Л.Б., Николаенко П.А., Казанцев А.Г., Чудновский А.Д. ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОРПУСА ВЗРЫВНОЙ КАМЕРЫ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ	137
Юдин В.В., Щеголева С.А., Титов П.Л., Михалюк А.Н. ПОИСК СИНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ В ОБЛУЧЁННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКЛАХ НА НАНОМАСШТАБАХ	138
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ УПОРЯДОЧЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛЕ СПЛАВА Fe-40%Pt	139

Мишин В.М., Глухов И.В. РАЗДЕЛЕНИЕ РОЛЕЙ СИЛОВОГО И ТЕРМОАКТИВАЦИОННОГО МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛЬНОГО ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ	140
Русин Н.М. ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АЛЮМИНИЙ-АЛЮМИНИД ЖЕЛЕЗА	141
Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кулизаде Э.С. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ $Yb_8Sb_{12}S_9$ И $Yb_8Sb_{12}Se_9$	142
Васильев А.Д., Иванов Е.В, Косулин С.И. АНИЗОТРОПИЯ ДИФФУЗИИ В ТОНКОПЛЕНОЧНОЙ КУБИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ Pd/Ag	143
Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю., Никулин П.А., Никифорова Д.К., Осипова О.Ю. ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО И ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	144
Графутин В.И., Фунтиков Ю.В., Савельев Г.И., Мясищева Г.Г., Илюхина О.В., Тимошенков С.П., Прокопьев Е.П. ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ УРАФ	145
Багмут А. Г., Жучков В. А., Шипкова И. Г., Николайчук Г.П., Олейник Е. Е. ЭПИТАКСИЯ, ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОТЖИГЕ ПЛЕНОК, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ЛАЗЕРНОЙ ЭРОЗИОННОЙ ПЛАЗМЕ Ni	146
Махнева Т.М. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ (НК) СТРУКТУРОЙ	147
Миронов Ю.П. НЕРАЗРУШАЮЩЕЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК В НЕОДНОРОДНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ.	148
Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Егоренкова Е.В., Лотков А.И. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НОРМАЛЬНЫХ И КАСАТЕЛЬНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ	149
Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Поликарпов Ю.И., Каров Д.Д. КВАНТОВЫЕ ЭФФЕКТЫ В КИНЕТИКЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ	150
Дамаскинская Е.Е., Куксенко В.С. О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ СИСТЕМ С МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНОЙ	151
Пенкин А.В., Голосов Е.В., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ ИЗ НЕЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ.	152
Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Голосов Е.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ПРОМЫШЛЕННОГО СОРТАМЕНТА	153
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Трифонова Е.А., Суворов П.В.. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СОДЕРЖАНИЯ ХРОМА НА РАЗВИТИЕ УГЛЕКИСЛОЙ КОРРОЗИИ	154
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Трифонова Е.А., Луценко Е.С. НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫЕ ТРУБЫ ПОВЫШЕННОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ	155
Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Николаев Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СЖАТИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ	156

ТРУБ	
Свирина Ю.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ ПОЛОС ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛЕ МЕДИ	156
Малашенко В.В. ВЛИЯНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В КРИСТАЛЛАХ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ПРИМЕСИ	158
Малашенко В.В. УСТОЙЧИВОСТЬ МИКРОТРЕЩИН В ГИДРОСТАТИЧЕСКИ СЖАТЫХ МЕТАЛЛАХ	159
Кустов А.И., Мигель И.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	160
Кустов А.И., Мигель И.А. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГОГ МИКРОСКОПА	161
Какулия Ю.Б. НАПРЯЖЕНИЯ И ПЕРЕМЕЩЕНИЯ В СОСТАВНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	162
Кащенко М.П., Чащина В.Г., Вихарев С.В. СНЯТИЕ ВЫРОЖДЕНИЯ ПО ОРИЕНТАЦИЯМ ГРАНИЦ ДВОЙНИКОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА	163
Кащенко М.П., Семеновых А.Г., Чащина В.Г. КРИСТОННЫЙ МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛОС СДВИГА В МОНОКРИСТАЛЛАХ B2 ФАЗЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА	164
Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н., Лебедева Н.В., Осокин Е.П. ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА В ТЕХНИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПУТЕМ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ ПО РАЗНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ	165
Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Добрынина М.В., Филимонов Г.Н. ЭФФЕКТ ПОРТЕВЕНА ЛЕ ШАТЕЛЬЕ ПРИ ГОРЯЧЕМ СЖАТИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ ЗЕРНОМ.	166
Рихтер Д. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БИМЕТАЛЛА НА ОСНОВЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	167
Скворцов А.И., Кондратов В.М. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ, МАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК И ИХ КОМБИНАЦИЙ НА ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА С МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИМ ЗАТУХАНИЕМ.	168
Беляев С. П., Реснина Н.Н., Шеляков А.В., Шайбер Ф., Слесаренко В. А. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В АМОРФНЫХ ТОНКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ НА ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА	169
Беляев С. П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В.(мл.), Рубаник О.В., Ломакин И.В., Борисов В. А. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА СТАЛЬ/TiNi, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	170
Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Родионов Д.П., Филиппов Ю.И., Акшенцев Ю.Н., Виноградова Н.И., Казанцева Н.Н. ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al В ИНТЕРВАЛЕ 1100–1250°С	171
Степанова Н.Н., Давыдов Д.И., Виноградова Н.И., Казанцева Н.В., Романов Е.П., Яковлева С.П., Черных Д.С СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЧС-70В ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ И УДАРА	172

Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. КОНЦЕНТРАЦИОННЫЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ И ИХ РЕЛАКСАЦИЯ IN SITU ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОМ НАВОДОРОЖИВАНИИ СТАЛИ	173
Савченков Э.А. СТРУКТУРА, ТИП УПРОЧНЕНИЯ И КЛАСТЕРНЫЙ МЕХАНИЗМ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	174
Савченков Э.А., Айткулов Р.Р., Якупов С. С. КИНЕТИКА СТРЕСС-КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ СВАРНЫХ ТРУБ ПОД ДАВЛЕНИЕМ СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ	175
Ершов В.И. ФИЗИЧЕСКИЕ УРАВНЕНИЯ НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АППАРАТА АНАЛИТИЧЕСКОЙ ГЕОМЕТРИИ.	176
Кузнецов В.Н., Коршунов А.Б., Агахи К.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕСОВ В НЕСТАБИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ	177
Кузнецов П.В., Петракова И.В. ТВИДОВАЯ СТРУКТУРА НА ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ КАК ВОЗМОЖНОЕ ПРОЯВЛЕНИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА	178
Кузнецов П.В., Петракова И.В. ЭФФЕКТЫ ИНТЕРФЕЙСОВ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ФОЛЬГАХ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)<001>, НАКЛЕЕННЫХ НА ПЛОСКИЕ ОБРАЗЦЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА, ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ	179
Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	180
Вьюненко Ю.Н. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ УПРУГИХ СВОЙСТВ ПЛАСТИНЫ ИЗ СПЛАВА С ЭПФ	181
Алиев М.А., Багинов А.А. ПРИМЕНЕНИЕ НОВОЙ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ	182
Ельчанинов П.Н. КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ СЕРОГО ЧУГУНА	183
Ивченко В.А., Медведева Е.В., Лесников В.П., Кузнецов В.П. ПОЛЕВАЯ ИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ БЕЗУГЛЕРОДИСТОГО ЖАРОПРОЧНОГО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ЖС36ВИ	184
Ивченко В.А., Kvist A., Andren H.-O. АНАЛИЗ УПОРЯДОЧЕННОГО СПЛАВА Cu_3Au(4 АТ.% Pt) С ПОМОЩЬЮ ВРЕМЯПРОЛЕТНОГО АТОМНОГО ЗОНДА ПОЛЕВОГО ИОННОГО МИКРОСКОПА	185
Шушлебин И.М. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЗАТУХАНИЕ И ЧАСТОТУ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ ПЛАСТИН Nb И Pb–In.	186
Терещенко Н.А., Уваров А.И., Яковлева И.Л. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДВОЙНИКОВ НА УПРОЧНЕНИЕ Cr–Mn АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	187
Урцев В.Н., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. СТРУКТУРНЫЕ ФОРМЫ ВЫДЕЛЕНИЙ Cu ПРИ РАСПАДЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cu	188
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Шуклинов А.В., Васюков В.М., Ловцов А.Р. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД ИНДЕНТОРОМ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ, ОБЛУЧЕННОМ НИЗКОИНТЕНСИВНЫМ ПОТОКОМ БЕТА-ЧАСТИЦ	189

Крыловский В.С., Лебедев С.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА ПРОТЕКАНИЕ МАЛОАМПЛИТУДНОЙ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Pb–In.	190
Могучева А.А., Кайбышев Р.О. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ	191
Камышанченко Н.В., Кузьменко И.Н., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С., Никулин И.С. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ.	192
Камышанченко Н.В., Кузьменко И.Н., Крыленко И.Н., Никулин И.С., Кунгурцев М.С. ЗАВИСИМОСТЬ МАКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0, СФОРМИРОВАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ, ОТ ПОСЛЕДУЮЩЕГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА	193
Корзников А.В., Миляев И.М., Миляев А.И., Соломенцев А.Н., Юсупов В.С. Корзникова Г.Ф. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ИЗОТРОПНОГО СПЛАВА Fe–22%Cr–15%Co	194
Корзникова Г.Ф. Корнева А.В., Швертня К. ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ σ ФАЗЫ В МАЛОКОБАЛЬТОВОМ МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 30Х8К ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	195
Сафаров И.М., Корзников А.В. ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Fe–5% O	196
Шевченко Н.В., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 02Х17Н14М2	197
Кашаев Р.М., Корзникова Г.Ф., Хуснуллин А.М., Корзников А.В. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co ПРИ НЕОДНООСНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	198
Болдырев Д. А. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ	198
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. ЗАКОНЫ СУБСТРУКТУРНОЙ АНИЗОТРОПИИ ТЕКСТУРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	200
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Энгелько В.И., Керяев Д.А., Быценко О.А. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТЕКСТУРУ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	201
Манохин С.С., Иванов М.Б., Нечаенко Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16 ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ	202
Гладковский С.В., Смирнов С.В, Эфрос Б.М. ОСОБЕННОСТИ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ	203
Гладковский С.В., Коковихин Е.А., Трунина Т.А., Вичужанин Д.И., Бородин Е.М. ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ	204
Иванов А.С., Цаповская О.А. ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ИЗДЕЛИЯХ НА ОСНОВЕ ГРАДИЕНТНЫХ	205

МАТЕРИАЛОВ	
Иванов А.С., Челяпина О.И. ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОПРОЧНОСТЬ ИЗДЕЛИЙ С ПОКРЫТИЯМИ	206
Власов Н.М. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ НАЛИЧИИ ПРИМЕСНЫХ АТМОСФЕР НА КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЯХ	207
Фролова Н.Ю., Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Шорохов Е.В., Жгилев И.Н. МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТОГО ВЫСОКОСКОРОСТНОМУ ПРЕССОВАНИЮ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	208
Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Голосова Т.Н. НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ	209
Голосова Т.Н., Лычагин Д.В., Лычагин А.Д., Алферова Е.А. ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРА МЕЖДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СХЕМЫ ГЛАВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	210
Соковиков М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА МНОЖЕСТВЕННЫХ СТРУКТУРНО – КИНЕТИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ.	211
Синица Н.В., Старостенков М.Д., Хорошилов Д.Е., Яшин А.В., Дудник Е.А. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОВОЛОКНА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al	212
Азаров А. С., Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С. НЕЛОКАЛЬНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ	213
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H.J., Овсянников А.В. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ, РАЗМЕРА И ЧИСЛА ВАРИАНТОВ НАНОЧАСТИЦ Ti_3Ni_4 НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА	214
Тимофеева Е. Е., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И. ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ NiFeGa(Co)	215
Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Пилипенко А.П., Параца В.М. ВЛИЯНИЕ МНОГОРАЗОВЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	216
Борисова И.Ф., Калиновский В.В., Карасева Е.В., Куценко П.А., Леденёв О.П., Соколенко В.И., Фролов В.А. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zr И СПЛАВА Zr1Nb	217
Дубинко В.И., Довбня А.М., Кушнир В.А., Митроченко В.В., Ходак И.В., Лебедев В.П., Крыловский В.С., Клепиков В.Ф. ВОЗДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ НА ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	218
Дубинко В.И., Карась В.И., Клепиков В.Ф., Остапчук П.Н., Потапенко И.Ф. МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА, ОСНОВАННАЯ НА НЕРАВНОВЕСНЫХ ФУНКЦИЯХ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОНОВ И ФОНОНОВ В МЕТАЛЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	219
Дубинко В.И., Лебедев В.П., Савич С.В., Клепиков В.Ф. ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ	220
Ахмадеев Ю.Х., Крысина О.В., Григорьев М.В., Канаки А.В., Иванов Ю.Ф., Кульков С.Н. МОДИФИКАЦИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПЛАЗМОЙ, ГЕНЕРИРУЕМОЙ НЕСАМОСТОЯТЕЛЬНЫМ ДУГОВЫМ РАЗРЯДОМ НИЗ-	221

КОГО ДАВЛЕНИЯ	
Тихоненко В.В., Шкилько А.М. ИЗМЕНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	222
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ РОТАЦИОННОЙ МОДЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ.	223
Бадиян Е.Е. , Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ.	224
Солодушкин А.И., Кибиткин В.В., Плешанов В.С. ВЫБОР ОПТИМАЛЬНОГО АЛГОРИТМА ПРИ ОБЪЕДИНЕНИИ ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ИЗОБРАЖЕНИЙ ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ	225
Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Напрюшкин А.А., Солодушкин А.И. РАЗРУШЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 10Г2С ПРИ ПОВТОРНО-СТАТИЧЕСКОЙ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА МЕЗО- И МАКРО-УРОВНЯХ.	226
Напрюшкин А.А., Кибиткин В.В., Плешанов В.С. КОРРЕКЦИЯ ЗНАЧЕНИЙ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ПРИ ОЦЕНКЕ РЕСУРСА ЦИКЛИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ	227
Пугачева Н.Б. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ С *B2* СТРУКТУРАМИ	228
Забудченко О.В., Степанова Е.Н., Мишин И.П., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–6Al–4V–H	229
Горяинов Д.С., Яресько С.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ.	230
Саушкин М.Н., Кирпичёв В.А., Смыслов В.А. НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЁННОГО СЛОЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ИЗДЕЛИЯ	231
Кирпичёв В.А., Саушкин М.Н., Иванов Д.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	232
Павлов В.Ф., Кирпичёв В.А., Вакулюк В.С. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ОБРАЗЦОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ ПРИ НОРМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	233
Пудов В.И., Соболев А.С. ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	234
Пудов В.И., Соболев А.С. ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА	235
Драгошанский Ю.Н., Губернаторов ВВ., Сычева Т.С., Пудов В.И., Ивченко В.А. ТЕРМОМАГНИТНАЯ И ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	236
Тютяев А.В., Валюженич М.К. ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ РАЗОГРЕВА В ПРОЦЕССЕ СЖАТИЯ СФЕРИЧЕСКОЙ ПОЛОСТИ В ВЯЗКО-ПЛАСТИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ	237
Тютяев А.В. ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ РАЗОГРЕВА ВЯЗКОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	238
Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Курицын В.В., Кравченко И. Б., Крестелев А. И. ИНОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ НА ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛАХ	239

Крестелев А.И., Валюженич М.К., Довбня Л.А. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ВЗРЫВНЫХ УДАРНЫХ ВОЛН ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ	239
Жиляев П.А., Куксин А.Ю., Норман Г.Э., Стегайлов В.В, Янилкин А.В. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА НА ДИНАМИЧЕСКУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	240
Куксин А.Ю., Янилкин А.В. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ	241
Куксин А.Ю., Норман Г.Э., Стегайлов В.В., Янилкин А.В. КИНЕТИКА РОСТА ПОЛОСТЕЙ В КРИСТАЛЛАХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	242
Куксин А.Ю., Норман Г.Э., Писарев В.В., Стегайлов В.В., Янилкин А.В. МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	243
Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КОВАЛЕНТНЫХ КРИСТАЛЛАХ	243
Жога И.Л., Дмитрук М.И. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ОБРАЗЦОВ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ.	245
Дмитрук М.И., Жога И.Л. ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ДЕЙСТВИИ МЕХАНИЧЕСКОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЕЙ	246
Габриэлян А.В., Дмитрук М.И., Жога И.Л. ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПРОБОЯ	247
Кочергин И.В., Жога И.Л., Дмитрук М.И. ПРОЧНОСТЬ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	248
Захаров К.А., Жога И.Л., Дмитрук М.И. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ БАЛОЧЕК ИЗ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ	249
Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Круглов А.А. ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИЦЕВЫХ ПЛАСТИН ГОЛОВКИ КЛЮШКИ ДЛЯ ИГРЫ В ГОЛЬФ	250
Гришин Ю.М., Комракова А.Е. ДИНАМИКА ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЧАСТИЦАХ ПРИРОДНОГО КВАРЦА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ	251
Мозжаров С.Е., Шут В.Н, Толочко Н.К., Савич В.В. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЗУБНЫХ ИМПЛАНТАТОВ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ - ПЛАВЛЕНИЯ	252
Пилюгин В.П., Солодова И.Л., Пацелов А.М., Чернышев Е.Г. КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАВНОВЕСНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ Ag–Cu ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	253
Кирсанов Р.Г. , Кривченко А. Л., Петров Е. В. ВОЗДЕЙСТВИЕ ПОТОКА МИКРОЧАСТИЦ НА МЕТАЛЛЫ	254
Мацокин Д.В., Пахомова И.Н., Мацокин В.П. ПОВЕДЕНИЕ МАЛОУГЛОВЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В ПОЛЕ ВНУТРЕННИХ И ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ (КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ	255
Коршунов А.Б., Костенкова Т.П., Аникин В.Н., Семенов В.Н. МОДИФИКАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК8 И Т14К8 И ФАЗЫ TiN МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА ТВЕРДЫЙ СПЛАВ Т15К6, РЕНТГЕНОВСКИМ ОБЛУЧЕНИЕМ	256

Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Мельников А.Г. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ СПЕЧЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЗЯЩЕГО ТОКОСЪЁМА	257
Трякина Н.Ю., Пояркова Е.В., Кривобокова Е.С. КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА НЕОДНОРОДНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ В СОСТОЯНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ	258
Приймак Е.Ю., Грызунов В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКАЛИНООБРАЗОВАНИЯ ЖАРОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т	259
Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Трякина Н.Ю., Диньмухаметова Л.С. АНАЛИЗ СОСТАВА И ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В РАЗЛИЧНЫХ ЗОНАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	260
Кузеев И.Р., Пояркова Е.В., Диньмухаметова Л.С., Трякина Н.Ю. ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ И ДЕГРАДАЦИЮ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ	261
Белошапка В.Я., Семёнова Е.С., Платков В.Я. ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ЗАДЕМПФИРОВАННОСТИ	262
Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СЛОИСТЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	263
Лесюк Е.А. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЛИТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ МНОГОКРАТНОЙ ПРОКАТКЕ	264
Мошков В.Ю., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В. О ПРИРОДЕ СВЕРХТВЕРДОСТИ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN	265
Азанова Я.В., Ерохин Г.А., Горельский В.А., Хорев И.Е. ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОЙ СТОЙКОСТИ ПРЕГРАД И КОНСТРУКЦИЙ	266
Ширманов Н.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	267
Ширманов Н.А., Толубаев Н.Ю., Парфёнов А.В. СВОЙСТВА И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА С НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ	268
Баринов С. М., Кирюшина В. В., Левшанов В. С., Фетисов В. С., Веревка В. Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ SiO_2.	269
Корзникова Е.А. ИЗУЧЕНИЕ РЕЛАКСАЦИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ С СМК СТРУКТУРОЙ МЕТОДОМ ИЗМЕРЕНИЯ ОСТАТОЧНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ	271
Хасанова Г.Ф., Сафаров И.М., Хисамов Р.Х., Мулюков Р.Р. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ Zr–2,5%Nb, ПОДВЕРГНУТОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	272
Шарипов И.З., Мулюков Р.Р., Биткулов И.Х. ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ПРИ ОТЖИГАХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ИНВАРНОГО СПЛАВА Fe–36% Ni	273
Макаров А.В., Саврай Р.А., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю., Коршунов Л.Г. ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	274

Макаров А.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. ПОВЫШЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ И ТЕПЛОСТОЙКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА ПРИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ	275
Сергиенко В.П., Целуев М.Ю., Купреев А.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕПЛОНАГРУЖЕННОСТИ ДИСКОВЫХ ТОРМОЗОВ АВТОТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ	276
Бондарев В.А., Хусаинов М.А., Андреев В.А., Петров Н.В. УСЛОВИЯ ПРОЩЕЛКИВАНИЯ АРКИ-ПОЛОСКИ К РАВНОВЕСНОМУ СОСТОЯНИЮ	277
Хусаинов М.А., Андреев В.А., Бондарев А.Б., Ларионов А.А. ФОРМИРОВАНИЕ TWO-WAY ЭФФЕКТА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	277
Галиева Е.Г., Антонова О.В. АТТЕСТАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СОЕДИНЕНИЙ TiX2 (X = S, Se, Te)	278
Груздков А.А. КРИТЕРИЙ ИНКУБАЦИОННОГО ВРЕМЕНИ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МАСШТАБНЫХ УРОВНЕЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ	279
Камашев А.В., Путилин В.А., Янковская Т.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МАССОПЕРЕНОСА И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ	280
Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ С НАНОРАЗМЕРНОЙ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ТРЕНИИ ПАРЫ МЕДЬ–ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ	281
Лазаренко А.С. ВЛИЯНИЕ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЁРЕН НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ "ПАРКЕТНЫХ" ПОЛИКРИСТАЛЛОВ.	282
Малкин А.И., Попов Д.А. НЕЛОКАЛЬНЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В КИНЕТИКЕ РАЗРУШЕНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЖИДКИХ АКТИВНЫХ СРЕД	283
Голубовский Е.Р., Стадников А.Н., Петухов А.Н., Черкасова С.А. ВЛИЯНИЕ АЗИМУТАЛЬНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ И ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	284
Гирсова С.Л., Полетика Т.М. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ С РАЗЛИЧНЫМ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫМ СОСТОЯНИЕМ	285
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ	286
Попов Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МАТЕРИАЛА НА КОНЦЕНТРАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ ТЕЛА В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ	287
Андреева Е.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗУПРОЧНЯЮЩИХСЯ МИКРОНЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВАНИИ СТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ	288
Маркушев М.В., Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Мочалова М.В. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ПОДВЕРГНУТОГО КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКЕ.	289

Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570.	290
Бертяев Б.И. , Реут И.И. О ДЫРОЧНО-АКТИВАЦИОННОЙ МОДЕЛИ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ КРИСТАЛЛА И О ВНУТРЕННЕМ ДАВЛЕНИИ В МЕТАЛЛАХ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКАМИ	291
Сбойчаков А.М., Гончарук В.А, Кухаренко Ю.А ВОЗНИКНОВЕНИЕ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ В МИКРОНЕОДНОРОДНОЙ СРЕДЕ	292
Белоненко М.Б, Лебедев Н.Г., Янюшкина Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК С ПЕРИОДИЧЕСКИМИ ПРИМЕСЯМИ	293
Бузанов О.А., Кугаенко О.М., Овчаренко Т.Н., Сахаров С.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕМЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР И НАГРУЗОК	294
Кугаенко О.М., Петраков В.С., Белых М.В., Васильева Л.А. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОХОДНОЙ ОПТИКИ ЛАЗЕРОВ СРЕДНЕГО ИК ДИАПАЗОНА	295
Киселева М. П., Сименко Д. С., Федосов С. А. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ	296
Луц А.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Al–TiC, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС	297
Майдан Д. А. САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НИТРИДОВ МЕТАЛЛОВ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА С ПРИМЕНЕНИЕМ АЗИДА НАТРИЯ И ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ АММОНИЯ	298
Закамов Д.В. ОБЕСПЕЧЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ ВАЛОВ	299
Опарин В.Б., Петровская М.В., Виноградов К.Н. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ КЛАСТЕРОВ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ	300
Бродниковский Н.П., Зыкова Е.В., Рокицкая Е.А., Бахонский Д.А., Даниленко Н.И., Самелюк А.В. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti–Cr.	301
Андронов И.Н., Вербаховская Р.А., Корепанова В.С., Тютюков С. Н. ПЕРЕХОДНЫЕ ПРОЦЕССЫ В МАТЕРИАЛАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	302
Шапочкин В.И., Семёнова Л.М., Бахрачёва Ю.С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИТРОЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	303
Семенова Л.М., Бахрачева Ю.С., Семенов С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ИЗНОСУ	304
Горностырёв Ю.Н., Панфилов П.Е. О СВЯЗИ РЕШЕТОЧНЫХ СВОЙСТВ И МОДЫ РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛА	305
Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.А., Коробенков М.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ	306
Скрипняк В.А., Скрипняк В.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОР-	307

МАЦИИ	
Шипачев А.Н., Павлова А.Л., Ильина Е.В., Суглобова И.К., Зелепугин С.А. ДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕДНЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ.	308
Сергеев В.И., Сафаров И.М. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Cu–3,5%Ag–0,2%Zr	309
Абрамова М.М., Александров И.В., Bayramoğlu S., Gür C. Hakan ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20 В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	310
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Майорова О.Н. КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛОТНОСТИ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2 ПРИ СТАРЕНИИ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	311
Бибиков А.М., Журавель Л.В., Михеев В.А., Пеняева Л.Н. ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Al-Si - СПЛАВОВ	312
Киселева Т.Д., Болочагина А.С. УЛУЧШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ КОНТАКТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗА СЧЕТ ИОННО–ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	313
Ширин-заде Н.А., Ганбаров Д. М. , Ширин-заде И.Н. ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ИЗ БЕНТОНИТА С ДОБАВКОЙ ДОЛОМИТА	314
Имаев М.Ф. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БАЗИСНОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$	315
Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б., Букреева В.А., Хазгалиев Р.Г. ВЛИЯНИЕ РОСТА ЗЕРЕН НА ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$.	316
Имаев М.Ф., Газизов М.Р., Малофеев С.С., Хазгалиев Р.Г ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ ФАЗЫ Bi2223 В УСЛОВИЯХ НЕБОЛЬШОГО КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ.	317
Митлина Л.А., Виноградова М.Р., Косарева Е.А., Бадртдинов Г.С. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	318
Жильцова С.В., Михальчук В.М., Григоренко Т.И., Белошенко В.А. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ И ЭТОКСИСИЛАНОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ	319
Закирова А.А. , Зарипова Р.Г. СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	320
Выбойщик Л.М., Лучкин Р.С. НЕФТЕПРОВОДНЫЕ ТРУБЫ С КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА УРОВНЕ СВАРИВАЕМОГО МЕТАЛЛА	321
Емалетдинов А.К. ТЕРМОДИНАМИКА, КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ И ХАРАКТЕРИСТИКИ УСТАЛОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ	322
Емалетдинов А.К ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗМЕР ЗЕРНА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	323
Емалетдинов А.К. ВЕЙВЛЕТ АНАЛИЗ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ МЕХАНИЗМОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ	324

Емалетдинов А.К., Алетдинов А.Ф. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ ПОВЕРХНОСТИ	325
Сафина Д.С., Александров И.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТУКТУРЫ, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ В НАНОСТРУКТУРНОМ ВОЛЬФРАМЕ ПРИ ОТЖИГЕ	326
Смовж Д.В. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ И НИЗКОТЕМЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ ГАЗОВОГО РАЗРЯДА НА ФИЛЬТРАЦИЮ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ	327
Литвинов В.Л. ВЫНУЖДЕННЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТРУНЫ С РАВНОМЕРНО ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЕЙ	328
Васюков В.М., Исаева Е.Ю., Колмаков А.В., Столяров Р.А., Тихомирова К.В., Ткачев А.Г., Шуклинов А.В., Поляков Л.Е. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ	329
Ильинкова Т.А., Ибрагимов А.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛАЗМЕННЫХ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗОК	330
Сергеев В.П., Воронов А.В., Федорищева М.В., Сергеев О.В., Сунгатулин А.Р. СТРУКТУРА И ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Ti–Al–N и Al–Si–N.	331
Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Федорищева М.В., Нейфельд В.В. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ СТОЙКОСТЬ И СТРУКТУРУ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Zr–Y–O	332
Велиев Дж.А. ХАРАКТЕР ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ Se–$TlPrSe_3$	333
Венец Ю.С. РАСЧЕТНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ И УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.	334
Жаткин С.С., Минаков Е. А., Паркин А. А. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПЛАЗМЕННО-НАПЛАВЛЕННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ	335
Паркин А.А., Мулендеев Д.А. ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК20	336
Волков А. Е., Черняева Е. В. О ХАРАКТЕРНЫХ ВРЕМЕНАХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ И ЧАСТОТАХ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	337
Волков А.Е., Евард М.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НЕСОВЕРШЕНСТВА ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С УЧЕТОМ СВЯЗИ МЕЖДУ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ И УПРОЧНЕНИЕМ	338
Суворикова В.А., Орлов В.В. Дроздова Н.Ф., Федосеев М.Л. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТМО НА СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦЕВЫХ И МАРГАНЦЕВО-НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ	339
Якушев В.В., Уткин А.В., Таций В.Ф. ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ КУБИЧЕСКОЙ ФАЗЫ НИТРИДА БОРА	339
Горбачев Л.А., Погребняк А.Д. ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МАЛОУГЛЕРОДНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ	340

Погребняк АД., Береснев В.М., Ильяшенко М.В., Кирик Г.В., Ердыбаева Н.К., Комаров Ф.Ф., Шипиленко А.П., Жуковский П.В., Кислицин С.Б., Тулеушев Ю. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ Ti–N–Si/WC–Co–Cr	341
Kisel V.P. KEY ROLE OF DEFORMATION MECHANISMS IN TURBULENT FLOW, INSULATOR-NORMAL METAL-SUPERCONDUCTOR, NORMAL-SUPERFLUID LIQUID	342
Kisel V.P. DEFINITIVE PROOFS OF THE KEY ROLE OF LOCALISED DEFORMATION IN SUPERCONDUCTING AND SUPERFLUID PHASE TRANSITIONS	343
Кисель В.П. ПРИРОДА ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ДЛИТЕЛЬНОСТИ ЖИЗНИ ОПРЕДЕЛЯЮТСЯ ОБРАТНЫМ ДВИЖЕНИЕМ НОСИТЕЛЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (РАЗУПРОЧНЯЮЩИМ ЭФФЕКТОМ БАУШИНГЕРА)	344
Дедов Н.И., Исуткина В.Н., Мурзаева И.А. КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛОГИХ СТЕКЛЯННЫХ ОБОЛОЧЕК	345
Столяров Н.Н., Дедов Н.И., Исуткина В.Н. ОПТИМАЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК	346
Дедов Н.И., Кондрашов Ю.И., Исуткина В.Н. УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ НАКОНЕЧНИКОВ УПЛОТНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ	347
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	348
СОДЕРЖАНИЕ	356