ТОЛЬЯТЛИНСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

«Физическое материаловедение»

VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 30 сентября – 5 октября 2013 г.)



Министерство образования и науки РФ Научный Совет РАН по физике конденсированных сред Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов Институт физики металлов УрО РАН Тольяттинский государственный университет

«Физическое материаловедение»

VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 30 сентября – 5 октября 2013 года)

Сборник материалов

Тольятти Издательство ТГУ 2013 УДК 539.4:669.017 ББК 30.3 Ф505

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор А.А. Викарчук, д-р физ.-мат. наук, профессор Д.Л. Мерсон – ответственные редакторы; канд. техн. наук Е.В. Черняева – ответственный за выпуск сборника.

Ф505 Физическое материаловедение : VI Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 30 сентября – 5 октября 2013 года) : сб. материалов / отв. ред. А.А. Викарчук, Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2013. – 191 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленных на VI Международную школу «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов.

Предназначен для специалистов в области физики металлов, металловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

> УДК 539.4:669.017 ББК 30.3

Проведение конференции поддержано РФФИ грант № 13-02-06838-мол_г.

Рекомендовано к изданию кафедрой «Нанотехнологии, материаловедение и механика» института машиностроения Тольяттинского государственного университета.

 © Мерсон Д.Л. – научный руководитель школы, 2013
© ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», 2013

ISBN 978-5-8259-0746-8

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗАТОРОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Викарчук А.А.

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

Катализаторы на основе металлов широко используются в химической, нефтехимической и газоперерабатывающей промышленности и экологии. Наиболее важные для экономики страны области, где используются, как правило, импортные, катализаторы, причем в больших объемах, это: производство метанола и аммиака, каталитическая очистка промышленных газовых выбросов и нефтепереработка и утилизация попутных нефтяных газов.

Традиционно в России и за рубежом для создания носителей катализаторов используют пористую керамику или оксидную основу, на которую различными способами (компактирование, диффузионное насыщение, нанесение из суспензии, химическое осаждение, плазменное напыление, пропитка, электрогидравлический удар и др.) наносят активные металлы и их оксиды. Затем для их восстановления, формирования каталитически активных центров, их закрепления на носителе проводится отжиг.

Как показал анализ, используемые на сегодня технологии изготовления катализаторов порождают массу недостатков. Это:

- малая удельная поверхность;
- слабая адгезия металла и основы;
- неоднородность структуры и фазового состава;
- низкая механическая прочность;
- плохая регенерация;
- низкая термическая стабильность;
- плохой теплообмен и контакт катализатора с газом;
- большое гидродинамическое сопротивление;
- большой объем загрузки катализаторов и соответственно габаритов реакторов.

Перспективными здесь могут стать нанокатализаторы на основе нано- и микрочастиц с развитой поверхностью из неблагородных металлов и их оксидов, нанесенные на носители в виде сеток, лент, спиралей из нержавеющей стали. Они более термостабильны, прочны, легко регенерируются, удобны в эксплуатации и занимают меньше пространства, имеют высокую удельную поверхность, пористую структуру. Их можно регенерировать и многократно использовать. Они сочетают в себе высокую прочность с антикоррозионными свойствами, стойкость к истиранию с электропроводностью и селективностью. Нанокатализаторы обладают на несколько порядков более высокой газопроницаемостью, удельной поверхностью и низким уровнем гидростатического сопротивления. Объем загрузки такого нанокатализатора в реакторах уменьшается в десятки раз, соответственно, резко уменьшается и стоимость загрузки. Уникальная сетчато-ячеистая структура носителя, развитая поверхность частиц на нем обеспечивает лучшие условия массо-, теплообмена и более эффективное использование поверхности катализатора. Особая сетчатая структура носителя, развитая поверхность частиц на нем обеспечивает хорошие условия для массотеплообмена и более эффективное использование поверхности катализатора при проведении химических реакций.

В качестве катализаторов мы не используем ни таблетки, как в стандартных катализаторах (миллиметровых размеров), ни наночастицы, как в нанокатализаторах (размером меньше 100 нм), а предлагаем необычные микрочастицы-«ежи» (размером 1–10 мкм), размещенные и закрепленные на сетчатом носителе, обладающие осями симметрии 5-го порядка, на поверхности которых сформированы нанопоры и нановискеры, а внутри – полости

Новизна подхода состоит в том, что принципиально новые нанокатализаторы с развитой поверхностью предлагается получать из икосаэдрических малых частиц (ИМЧ) на основе ГЦК-металлов, имеющих, шесть осей симметрии пятого порядка и содержащих уже в исходном состоянии высокоэнергетические дефекты дисклинационного типа. Именно специфика этих частиц: особая огранка, наличие в них осей симметрии пятого порядка, дисклинаций, большая запасенная энергия, способствует образованию в них полостей в процессе отжига, а на их поверхности – вискеров, нанопор, специфического рельефа.

Сами частицы и слои из них предполагается выращивать методом электроосаждения металла на металлический сетчатый носитель из раствора электролита, затем для получения развитой поверхности микрочастиц проводится специальная термообработка или (и) химическое травление, при которых частицы окисляются, теряют огранку, на их поверхности растут вискеры и образуются нанопоры, а внутри полости. Удельная поверхность микрочастиц, нанесённых на носители, увеличивается в тысячи раз (рис.1).



Рис. 1. Нанокатализаторы в виде частиц-«ежей» нанесенные на сетчатый носитель

Основная идея подхода, заключается в том, что бы большую упругую энергию запасенную в объеме ИМЧ в процессе электрокристаллизации, в виде дисклинационных дефектов, целенаправленно превратить в поверхностную, то есть создать из икосаэдрических малых частиц, имеющих удельную поверхность 0.05 м²/г, нано и микро объекты с развитой поверхностью (до 300 м²/г). При этом процесс изготовления нанокатализаторов осуществляется на недорогом, простом и надежном оборудовании, обеспечивающем выполнение двух основных технологических операций:

— выращивание методом электроосаждения металла из раствора электролита на носителях в виде стальной или титановой сетки ИМЧ микронных размеров, обладающих большим запасом упругой энергии.

— проведение отжига с целью закрепления частиц и формирования на их поверхности нанопор и вискеров (плотность $10^9 - 10^{10}$ см⁻²). Удельная поверхность микрочастиц при этом возрастает на порядки.

Работа выполнена при поддержке:

- Гранта Министерства образования и науки РФ, Постановление № 220, в ФГБОУ ВПО Тольяттинский государственный университет, договор № 14.В25.31.0011;
- Гранта РФФИ № 13-02-00221;
- Госзадания № 211247.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЙ ДИЗАЙН ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ

Валиев Р.З.

Наноцентр и Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, rzvaliev@mail.rb.ru

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПЛ) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств [1,2]. При этом свойства полученных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой их границ. В докладе представлены результаты исследований и обсуждения принципов зернограничной инженерии объемных наноматериалов, связанной с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограничных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что использование разных режимов и маршрутов ИПД обработки при формировании наноструктурных металлов и сплавов значительно влияет на их механические свойства, особенно, хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Особый интерес представляет использование зернограничной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Обсуждаются физическая природа и применения многофункциональных наноматериалов в инновационных разработках, направленных на их использование в медицине и технике.

- 1. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. Академкнига, Москва, 2007
- 2. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2014 (in press)

ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ – НОВАЯ ОБЛАСТЬ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Гольцов В. А.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua

Водородная обработка материалов (ВОМ) – зародилась исторически недавно как результат осмысления экспериментальных открытий новых физических явлений в системах водород-металл в 70-х годах XX века.

Эта новая область науки о металлах и материалах, которая изучает водородное воздействие на металлы (материалы) и разрабатывает на этой основе практические приемы их технологической обработки с целью:

 улучшения структуры и практически важных свойств материалов (без изменения их химического состава);

- получения новых улучшенных водородосодержащих материалов с особыми свойствами;
- улучшения существующих и разработки новых 'водородных' технологий, обеспечивающих достижение поставленных задач.

ВОМ, как и любая другая область науки, имеет свои первые принципы – базовые научные положения, которые сформулированы в результате обобщения знаний о системах водород-металл (материал), достоверно установленных физикой, химией, физической химией и другими естественными науками.

Уникальные особенности систем водород-металл (материал) обусловлены, вопервых, природой атома водорода как такового и, во-вторых, особенностями и свойствами 'атома' водорода, внедренного в кристаллическую решетку. Соответственно, водородное воздействие на материалы, лежащее в основе BOM, также характеризуется уникальными особенностями: оно является обратимым, управляемым и исключительно сильным внешним воздействием на материалы.

Обратимость и управляемость водородного воздействия обусловлены большой скоростью проникновения водорода в твердое тело (материал) и исключительно высокой диффузионной подвижностью 'водорода' в кристаллической решетке. Соответственно, водород может быть на практике 'введен' в материал быстро, дозировано и управляемо, а после осуществления приемов водородной обработки он (водород), если необходимо, может быть эвакуирован из материала даже при очень низких температурах.

Водородное воздействие на материалы является очень сильным, фундаментальным воздействием. Насыщение водородом (в специально подобранных условиях) переводит материал в неравновесное состояние, возникает необходимость и может управляемо развиваться глубокая перестройка строения материала на электронном, атомно-кристаллическом, структурном и фазовом уровнях.

В свете сказанного обратим далее внимание читателя только на некоторые из тех возможностей и результатов водородной обработки металлов (материалов), которые не могут быть достигнуты традиционными способами обработки (термообработка, пластическая деформации и т.д.).

Индуцированный водородом полиморфизм. Напомним, что именно полиморфизм железа обеспечивает исключительное многообразие приемов и результатов термической обработки сталей. Однако не все металлы обладают полиморфизмом. Соответственно, возможности традиционных методов обработки металлов (материалов), не обладающих полиморфизмом (например, Pd, Nb, V и др., сплавы на их основе), оказываются исключительно бедными: пластическая деформация + рекристаллизация и все!

Если неполиморфные металлы и сплавы являются гидридообразующими, то при водородной обработке таких материалов можно реализовать термодинамические условия, обеспечивающие развитие в них гидридных (диффузионно-кооперативных) фазовых превращений. Это есть, условно говоря, 'искусственный', индуцированный водородом полиморфизм металлов, не обладающих от природы свойством быть полиморфными. Естественно, что водородная обработка неполиморфных гидридообразующих материалов оказывается столь же многообразной, что и термическая обработка полиморфных сталей и сплавов на основе железа. Например, насыщение водородом палладия – неполиморфного металла – позволяет осуществлять в сплавах Pd– Н диффузионно-кооперативные (гидридные) $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения и реализовать неизвестное ранее явление водородофазового наклепа, обеспечивающего возможность регулируемого упрочнения палладия без изменения его размеров и формы. Оказывается возможным также получать исключительно сильно упрочненные сплавы Pd–H,

обладающие в то же время высокой пластичностью за счет гидридного ТРИПэффекта и т.д.

Индуцированные водородом диффузионные фазовые превращения. Удивительные, неизвестные ранее в материаловедении, фазовые и структурные превращения могут быть реализованы в результате ВОМ в стабильных металлических сплавах и интерметаллидах, в которых нет полиморфных превращений, но которые включают в свой состав одновременно гидридообразующие и негидридообразующие металлы. Как характерный пример, здесь можно отметить интерметаллид Nd₂Fe₁₄B – наиболее сильный магнитожесткий материал нашего времени. При насыщении водородом такие сплавы становятся термодинамически нестабильными (полиморфными). При повышенных температурах, снимающих кинетические ограничения на диффузию атомов замещения на достаточно 'большие' расстояния, в этих сплавах реализуются индуцированные водородом диффузионные фазовые превращения. Такие фазовые превращения описываются соответствующей твердотельной химической реакцией. Пример такой реакции дан ниже для случая фазовых превращений в сплаве Nd₂Fe₁₄B:

$$Nd_2Fe_{14}B + (2 \pm x) H_2 \leftrightarrow 2NdH_{2 \pm x} + 12Fe + Fe_2B + \Delta H, \qquad (1)$$

где ΔH – энтальпия реакции.

Развитие этого фазового превращения уже только в прямом направлении сопровождается не только изменением химического состава (по водороду) сплава, не только принципиальными изменениями его фазового строения, но и сильными изменениями его макро-, микро- и наноструктуры. В этом состоянии полученный в результате ВОМ сплав может быть стабилизирован путем охлаждения до температур близких к комнатной, где диффузия атомов замещения невозможна по кинетическим причинам. Соответственно, в этих условиях сплав, переведенный в новое структурное состояние, может эксплуатироваться в течение неограниченно длительного времени, как это имеет место, например, при эксплуатации сталей, закаленных на мартенсит.

Другая возможность водородной обработки в соответствии с уравнением (1) состоит в том, что после проведения фазового распада в прямом направлении проводится обработка в обратном направлении: сплав дегазируется, и реализуется обратный фазовый переход. В результате получается исходный интерметаллид Nd₂Fe₁₄B, но с существенно улучшенной тонкой структурой. В этом случае путем водородной обработки достигается сильное увеличение коэрцитивной силы магнитожесткого материала.

Рассмотренная выше водородная обработка сплавов типа $Nd_2Fe_{14}B$ обычно проводится при повышенных температурах ($T \ge 0,45T_{nn}$). Это обусловлено тем, что для реализации превращений в соответствии с уравнением (1) необходим диффузи-онный транспорт атомов замещения на достаточно большие расстояния.

Индуцированные водородом промежуточные фазовые превращения. Этот вид индуцированных водородом фазовых превращений имеет место в сплавах и интерметаллидах (типа $Pd_{0,6}Cu_{0,4}$, Zr_3Rh , Ti_3Ga и др.) при промежуточных температурах ($T \approx 0,2-0,45T_{nn.}$). Для природы и механизмов реализации этих превращений характерны черты как низкотемпературных диффузионно-кооперативных (гидридных) превращений, так и индуцированных водородом высокотемпературных диффузионных превращений. Водородная обработка, основанная на промежуточных превращениях, позволяет достигать целого букета фазовых превращений и структурных изменений в сплавах и интерметаллидах (спинодальный распад, упорядочение– разупорядочение, образование сегрегаций, аморфизация и т.д.). Водородное воздействие на фазовые и структурные превращения в полиморфных гидридообразующих металлах и сплавах. Водород, введенный в металлы и сплавы, обладающие естественным полиморфизмом (Ti, Zr и др., сплавы на их основе) принципиальным образом изменяет термодинамические и кинетические условия реализации в них фазовых и структурных превращений.

Например, водород в титане и его сплавах стабилизирует высокотемпературную β -фазу. Изотермическое насыщение титана водородом при температурах от $T_{\rm kp} = 882^{\circ}$ С до ~300°С сопровождается развитием фазового превращения $\alpha(\Gamma\Pi Y) \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \beta(O\amalg K)$. При этом в многокомпонентных титановых сплавах при развитии этих превращений имеет место сильное перераспределение легирующих элементов между α - и β -фазами.

При охлаждении сплавов титана ниже 300°С в них имеет место эвтектоидное превращение, вызывающее целый спектр структурно-фазовых изменений, реализация которых зависит от условий охлаждения и содержания в сплаве водорода (диф-фузионный фазовый распад, мартенситное превращение и т.д.).

Таким образом, не входя в какую-либо детализацию особенностей водородного воздействия на гидридообразующие, полиморфные металлы и сплавы, можно с уверенностью констатировать (прежде всего, на примере титана и его сплавов) удивительные по своему многообразию возможности их термоводородной обработки. В то же время важно по завершении термоводородной обработки в обязательном порядке эвакуировать водород из титановых изделий до его безопасного уровня (водородная хрупкость титановых сплавов!). Подчеркивая абсолютную обязательность выполнения этого требования, говорят, что в основе термоводородной обработки титановых сплавов лежит принцип временного обратимого легирования водородом металла, склонного к водородной хрупкости.

В заключение подчеркнем, что возможности водородной обработки существенно расширяются, если воздействие водородом сочетать (и уже это используют на практике) с другими фундаментальными воздействиями: тепловым (температурным), механическим (деформационным), физическими полями и потоками частиц. Соответственно, по характеру совместного внешнего воздействия ВОМ классифицируется на соответствующие подвиды: термоводородная обработка, механоводородная обработка и т.д.

ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ – ОСОБОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Калин Б.А.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия, bakalin@mephi.ru

Среди широкого круга традиционных технологий модифицирования (обработки) поверхности материалов или «инженерии» поверхности все большее значение играют современные технологии (СТ), основанные на применении концентрированных потоков энергии (КПЭ) в виде мощных электронных и ионных пучков, лазерного излучения и потоков высокотемпературной импульсной плазмы (ВТИП). В настоящей работе рассмотрены результаты применения достаточно продвинутых в технологическом плане ионно-пучковых СТ с использованием полиэнергетических пучков ионов (ПЭПИ) и современных ВТИП технологий. Основная цель применения СТ – это модифицировать структурно-фазовое состояние (СФС) тонкого (десятки мкм) приповерхностного слоя материалов, полуфабрикатов или изделий для повышения эксплуатационных характеристик, например, коррозионной стойкости, износостойкости, снижения трения и др. Это особенно важно т.к. разрушение материала чаще всего начинается с поверхности.

Наряду с широко применяемой ионной имплантацией интерес представляет легирование приповерхностного слоя в режиме ионного перемешивания атомов предварительно нанесенной пленки и мишени в процессе облучения тяжелыми ионами, например, аргона. Воздействие на поверхность потоков газовой ВТИП позволяет в течение короткого импульса (15–20 мкс) провести закалку и (или) импульсное жидкофазное легирование с закалкой приповерхностного слоя толщиной до 20 мкм. В обоих случаях в тонком поверхностном слое формируется новое СФС материала, т.е. создается градиентное СФС по толщине обрабатываемого материала. Эти обработки перспективны и практически единственно возможны для модифицирования СФС материала тонкостенных изделий. В этом случае, не нарушая свойств, определяемых объемным СФС, удается повысить свойства, определяемые СФС поверхности.

Создание новых градиентных СФС является перспективным для тонкостенных элементов энергонапряженной техники, к числу которых относятся оболочки тепловыделяющих элементов (твэлов) ядерных реакторов, толщина стенки которых не превышает 0,9 мм. Ниже представлены результаты по результатам модифицирования СФС материалов оболочек твэлов в теплоносителях для повышению их коррозионной стойкости.

Применительно к сплавам циркония (Э110 и Э635), основного материала оболочек твэлов и деталей тепловыделяющих сборок твэлов (ТВС) реакторов на тепловых нейтронах, представлены результаты по изучению и анализу СФС, созданных методами ионной полировки и «ионного перемешивания» атомов матрицы (Zr) и пленок из Al, Fe, Mo, Y, предварительно нанесенных на поверхность матрицы. Повышение коррозионной стойкости сплавов в результате легирования обусловлено выравниванием границы раздела «оксид-металл», т.е. фронта окисления, замедления диффузии кислорода и скорости окисления, формирования более однородной оксидной пленки. Таким образом, путем легирования поверхностных слоев сплавов циркония возможно повышение их коррозионной стойкости в пароводяной среде при температуре 350⁰С и давлении 16–20 МПа.

Представлены результаты разработки метода изменения состояний и свойств внешней поверхности фрагментов оболочек твэлов длиной до 500 мм из сплавов Э110 и Э635 при воздействии радиального пучка ионов с широким энергетическим спектром. Ток пучка ионов Ar⁺, He⁺ составлял величину j = 10-15 мкA/см². Давление остаточных газов в области образца находилось на уровне $p = (1-6) \times 10^{-5}$ Па. Коррозионные испытания проведены при следующих режимах:

- в воде (дистиллированная) при температуре 350±3°С, давлении 16,5^{+0,5}МПа;

- в перегретом паре при температуре 350±3°С, давлении 12.5^{+0,5} МПа;
- в перегретом паре при температуре 375±3°С, давлении 14.5^{+0,5} МПа;
- в перегретом паре при температуре $400\pm3^{\circ}$ С, давлении $19.5^{+0.5}$ МПа.

Временная база составляла 1000, 2000 и 3000 час.

Представлены результаты исследований по разработке метода легирования приповерхностных слоев тонкостенных (~ 0,5 мм) труб из хромистой ферритномартенситной стали 16Х12МВСБФР (ЭП823), перспективного материала для оболочек твэлов реактора на быстрых нейтронах БРЕСТ-300, с использованием потоков газовой высокотемпературной импульсной плазмы и режима жидкофазного легирования. Предварительное нанесение покрытий (пленок) на отрезки твэльных труб осуществлялось методом термического испарительного осаждения в вакууме (*p* ~ 10^{-3} Па) химически чистого алюминия (99,99 %), иодидного хрома и сплава на основе силумина (мас. %): Al – 12% Si – 0,7% Cr – 0,25% Мо.

Установлено, что в процессе жидкофазного легирования с использованием потоков ВТИП легирующие элементы распределяются достаточно равномерно по глубине в приповерхностном слое глубиной до ~15 мкм (Al) и до ~10 мкм (Cr) при концентрациях до 14 мас. % и 16,5 мас. %, соответственно. Качественный рентгеновский фазовый анализ показал, что в поверхностно-легированных образцах происходит образование твердых растворов.

Таким образом, нами показано, что ионно-плазменное воздействие в режиме ионного перемешивания и жидкофазного легирования позволяет создавать градиентные СФС в конструкционных материалах тонкостенных изделий атомной техники. Рассмотрены механизмы формирования модифицированных СФС.

Использованы следующие методы исследования состояния модифицированной поверхности образцов и оксидных пленок на них: измерение шероховатости поверхности оболочек; измерение микротвердости; трибологические испытания модифицированной поверхности; изучение строения оксидных пленок на металлической подложке методом атомно-силовой микроскопии и ионной растровой микроскопии (ИРМ) с зондирующим пучком ионов Ga⁺ при следующих параметрах: энергия ионов – 30 кэВ, ток пучка ионов – 1–10 нА, поперечное сечение пучка 10-30 нм, давление остаточных газов в рабочей камере ниже 10^{-8} Па.

Показано, что применение ионно-пучковой обработки внешней поверхности оболочек на заключительном этапе их изготовления позволяет улучшить качество поверхности трубок.

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА

Глезер А.М.

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова ГНЦ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия

Рассмотрены особенности структуры и свойств аморфных и нанокристаллических сплавов, полученных закалкой из расплава. Приведены примеры наиболее эффективных применений этих материалов в электронике и приборостроении.

Дан систематический анализ структуры и свойств аморфного и нанокристаллического состояний, которые возникают при закалке из расплава и при последующей термической обработке. Приведена общая классификация формирующихся наноструктур, рассмотрены особенности дендритно-ячеистого механизма кристаллизации из расплава, характеристики образующихся дефектов и особенности протекания диффузионных и бездиффузионных фазовых превращений. Детально рассмотрены превращения типа порядок-беспорядок и мартенситные превращения.

Проанализирована температурно-временная стабильность нанокристаллического состояния и основные закономерности эволюции структуры в результате внешних воздействий. Детально рассмотрены основные структурные механизмы пластической деформации и разрушения аморфных и аморфно-нанокристаллических материалов. Предложены модели низкотемпературного зернограничного проскальзывания и дисклинационного описания деформационного поведения нанокристаллов, содержащих высокую объемную концентрацию тройных стыков. Выявлена определяющая роль межкристаллитных аморфных прослоек в реализации пластического течения и в склонности к хрупкому разрушению. Обнаружены новые структурные механизмы упрочнения в двухфазных аморфно-нанокристаллических материалах.

Рассмотрены структура и функциональные характеристики нанокристаллических сплавов типа «Файнмет», «Наноперм» и «Хитперм». Предложены новые перспективные составы и способы их обработки. Определены тенденции в расширении областей применения нанокристаллов с высокими эксплуатационными характеристиками, полученных методом закалки из жидкого состояния.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА НАНОРАЗМЕРНЫМ ДИОКСИДОМ КРЕМНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СИЛУМИНАХ

Криштал М.М., Ясников И.С., Ивашин П.В., Полунин А.В., Пестряков А.Е., Макоткин М.С.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Российская Федерация

Представлены результаты исследований, посвященных изучению влияния модифицирования электролита наноразмерным диоксидом кремния на физикомеханические свойства оксидных слоев, сформированных микродуговым оксидированием на доэвтектических силуминах. Показана перспективность выбранного направления усовершенствования технологии микродугового оксидирования.

Широкое использование алюминиевых сплавов в конструкции современной машиностроительной и энергетической техники обуславливает необходимость улучшения эксплуатационных показателей деталей из этих сплавов. Основная доля алюминиевых сплавов, используемых в энергомашиностроении – литейные сплавы, среди которых наиболее широкое распространение получили алюминиево-кремниевые сплавы (силумины) [1]. Поэтому вопросы улучшения физико-механических характеристик рабочих поверхностей деталей из силуминов особенно актуальны.

В значительной мере требованиям по износостойкости, способности воспринимать значительные температуры, высоким механическим свойствам и ресурсу отвечают различные покрытия, наносимые на рабочие поверхности деталей. Традиционно рабочие поверхности изделий из алюминиевых сплавов упрочняют различными покрытиями, как, например, Cromal, Nikasil, Locasil и им подобными. Однако в большинстве своем современные методы нанесения покрытий на поверхности алюминиевых сплавов отличаются высокой себестоимостью, сложностью реализации технологического процесса и экологической вредностью технологии.

Альтернативой применяемым покрытиям является технология микродугового оксидирования (МДО) алюминиевых сплавов. Оксидные слои, полученные при МДО, благодаря своим механическим и теплофизическим свойствам, позволяют применять их как защитные антифрикционные, износостойкие и теплоизоляционные покрытия [2], в том числе, на силуминах [3-6].

Во множестве специальных технических систем и приложений предъявляются специфические и особо жесткие требования к рабочим поверхностям деталей по жаропрочности и термостойкости, износостойкости, электробезопасности, контактной прочности и пр.

Для удовлетворения всех современных и перспективных требований, а также повышения производительности микродуговой обработки необходимо развитие и усовершенствование применяемых в настоящее время технологических решений и режимов микродугового оксидирования.

Авторы видят большой потенциал в применении в известных составах щелочных электролитов модифицирующих добавок на основе различных наноразмерных соединений. На начальном этапе исследований по результатам комплексного информационного поиска и анализа в качестве модифицирующей добавки были выбраны частицы пирогенного диоксида кремния.

Для выявления влияния модифицирования электролита наночастицами на физико-механические свойства покрытий проведен ряд экспериментов по синтезу оксидных слоев в стандартных щелочных электролитах и в электролитах, модифицированных добавкой нанодисперсного оксида кремния (IV) при идентичных электротехнических параметрах процесса оксидирования. Эксперименты проводились на сплавах АК6М2, АК9ПЧ, АК12 с последующим исследованием и анализом образцов керамических оксидных покрытий методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, постоянного теплового потока, инструментального индентирования, поверхностного трения, а также проводились измерения электрического сопротивления керамического слоя и напряжения пробоя.

Исследования показали, что полученные в модифицированном наночастицами пирогенного диоксида кремния электролите покрытия значительно отличаются от покрытий, получаемых в стандартных щелочных электролитах.

Установлено, что в стандартном и модифицированном электролитах производительность обработки отличалась в 2–2,5 раза. Так, для получения покрытия толщиной 95–100 мкм. в стандартном щелочном электролите продолжительность обработки составляла не менее 55–60 мин. при средней скорости роста оксидного слоя 1,5–2 мм./мин. В модифицированном наночастицами электролите обработка до толщины 95…100 мкм. занимала не более 30 мин., при средней скорости роста покрытия 3–3,5 мкм/мин.

Исследования и сравнительный анализ покрытий методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа показали, что модифицированные покрытия отличаются от эталонных сниженной пористостью, уменьшением количества микротрещин. Также рентгеноспектральный анализ показал, что происходит диффузионное осаждение наночастиц модифицирующей добавки непосредственно в подложку покрытия и в макроструктуру оксидного слоя, что позволило предположить наличие влияния наночастиц на макросвойства покрытий.

Исследование теплотехнических характеристик защитных покрытий показало, что теплопроводность модифицированных наночастицами покрытий составляет 2,5–5 Вт/(м*К) в диапазоне 20–150°С, в то время как теплопроводность стандартных покрытий составляла 22–30 Вт/(м*К) в диапазоне 20–150°С [7].

Методами инструментального индентирования была определена микротвердость модифицированных покрытий. Микротвердость оксидных слоев, полученных в модифицированном электролите, составила $HV_{0,1}$ 780–820 МПа. Микротвердость покрытий, полученных в стандартном щелочном электролите, составила $HV_{0,1}$ 700– 740 МПа.

Трибологические испытания показали, что в паре трения «шар-плоскость» (материал шара – сталь ШХ15) коэффициент трения-скольжения у модифицированных покрытий составлял 0,07–0,09, в то время как коэффициент трения-скольжения у стандартных покрытий составлял 0,12–0,14. При этом весовой и линейный износ модифицированных покрытий был ниже по сравнению со стандартными покрытиями. Измерения электрического сопротивления и напряжения пробоя модифицированных покрытий показали более высокие электроизоляционные свойства по сравнению с покрытиями, полученными в немодифицрованном электролите. Стандартные покрытия обладают электрической прочностью 1–1,1·107 В/м и имеют удельное электрическое сопротивление 1,4–1,8·108 Ом·м2/м. Модифицированные покрытия имеют электрическую прочность 2,6–2,7·107 В/м и удельное электрическое сопротивление 4,1–4.4·108 Ом·м2/м.

В результате исследований установлено, что модифицирование электролита нанодисперсными частицами различных соединений оказывает значительное влияние на макросвойства получаемых покрытий.

Ряд физико-механических характеристик покрытий, полученных в модифицированных электролитах, значительно превосходит таковые у оксидных слоев, получаемых в стандартных щелочных электролитах.

Выбранное направление развития технологии микродугового оксидирования открывает широкие перспективы модифицирования защитных покрытий на силуминах.

Список литературы

- 1. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. Изд./ Под редакцией Ю.Н.Тарана и В.С.Золотаревского. М.: «МИСИС», 1996.
- 2. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование)/ И.В. Суминов и др. М.: Экомет, 2005.
- 3. Криштал М.М., Влияние исходной структуры Al-Si сплавов на свойства получаемых методом микродугового оксидирования оксидных слоев и торможение частицами кремния роста оксидного слоя. [Текст] // М.М. Криштал, М.О. Рюмкин // Материаловедение. 2008. -№ 12. -С. 50-61.
- Krishtal M.M. Oxide Layer Formation by Micro-Arc Oxidation on Structurally Modified Al-Si Alloys and Applications for Large-Sized Articles Manufacturing // M.M. Krishtal // Advanced Materials Research, 2009, Vol. 59, 204-208.
- 5. Криштал М.М. Повышение износостойкости деталей алюминиево-кремниевых сплавов методом МДО для работы в экстремальных режимах трения [Текст] // М.М. Криштал, П.В. Ивашин, А.В. Полунин, Д.А. Павлов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, т. 13, №4(3), 2011 с. 765-768.
- Криштал М.М. О первичной оценке воздействия температурных перепадов на механические свойства защитного оксидного слоя, полученного микродуговым оксидированием на сплаве АК9 [Текст] // М.М. Криштал, П.В. Ивашин, Д.А. Павлов, А.В. Полунин // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета, №5 (29) 2011с. 138-143.
- 7. Криштал М.М. О теплопроводности оксидных покрытий, полученных методом микродугового оксидирования, на силумине АК9ПЧ [Текст] // М.М. Криштал, П.В. Ивашин, Д.А. Павлов, А.В. Полунин // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2012. № 4. С. 169-172.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ТРИП/ТВИП СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Линдеров М.^{а)}, Зигель К.^{b)}, Виноградов А.^{а)}, Вайднер А.^{b)}, Бирман Х.^{b)}

^{а)} Лаборатория физики прочности и интеллектуальных диагностических систем Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия ^{b)} Институт материаловедения, Технический университет г. Фрайберг, Германия

Введение

Современные метастабильные стали с ТРИП/ТВИП эффектом считаются одними из наиболее перспективных материалов для практического применения, так как они сочетают в себе редкий комплекс физико-механических свойств, таких как высокая прочность и пластичность, наблюдаемым, благодаря мартенситным фазовым превращением и/или двойникованием, протекающим под нагрузкой [1]. Кинетика этих ключевых процессов изучена относительно мало, во многом из-за того, что как двойникование, так и мартенситное превращение очень чувствительно к химическому составу и температуре. В представленной работе для изучения кинетики указанных процессов при комнатной температуре и 373К использовался метод акустической эмиссии (АЭ) как метод реального времени и высокоразрешающая сканирующая электронная микроскопия с технологиями ЕССІ и EBSD.

Материалы и методы исследования

Модельные аустенитные сплавы с химическим составом, указанным в табл. 1, были выплавлены по технологии, описанной в [2].

Таблица 1. Химический состав и точка начала мартенситного превращения для ТРИП/ТВИП сталей

	Химический состав (%)							$M(^{\circ}C)$
Сталь	С	Cr	Mn	Ni	Si	Al	N	$M_S(\mathbf{C})$
16Cr-6Mn-3Ni	0.05	16.0	6.4	3.2	0.8	0.06	0.06	60
15Cr-6Mn-9Ni	0.04	15.3	5.8	8.6	0.9	0.07	0.05	-40

Испытания проводились на образцах с размерами, аналогичными образцам в работе [3]. Одноосное растяжение проводилось на испытательной машине Zwick 1476 со скоростью перемещения траверсы $3 \times 10^{-3} c^{-1}$. Акустическая эмиссия записывалась без порога с использованием АЭ сенсора WD FS63 и 18 битной платы PCI-2 производства фирмы PAC. Частота дискретизации составила 2 МГц, а усиление 60дБ в полосе частот 30-1000 кГц. Для распознавания различных процессов применялась оригинальная методика адаптивного последовательного кластерного анализа k-средних (Adaptive Sequential k-means), разработанная недавно Помпони и Виноградовым. Ее математические аспекты, достоинства и недостатки рассмотрены подробно в работе [4].

Результаты

Диаграммы нагружения, синхронизированные с энергия E и медианной частотой f_m сигнала АЭ для двух температур представлены на рис. 1. Кинетика процессов, определенная с помощью кластерного анализа, показана на рис. 2.



Рис 1. Диаграммы нагружения синхронизированные с энергией *E* и медианной частотой *f*_m для двух типов сталей, испытанных при комнатной температуре и 373К.



Рис. 2. Кинетика деформационных процессов по результатам работы кластерного анализа для двух типов сталей, испытанных при комнатной температуре (RT) и 373 К.

Заключение

Деформационные процессы в метастабильных аустенитных сталях с ТРИП/ТВИП эффектом, отличаются большим набором механизмов, взаимодействующих друг с другом сложным образом и сильно зависящих от стабильности аустенита, определяемой химическим составом, и температурой. Кроме дислокационного скольжения, элементарные механизмы включают двойникование, образование дефектов упаковки и фазовое превращение с образованием α' мартенсита. Кинетика этих процессов в разных комбинациях, может быть прослежена на основе результатов статистического кластерного анализа временных рядов АЭ.

Список литературы

- 1. Galán J., Samek L. // Revista de Metalurgia №48, 2012, c.118-131
- 2. Weiß A, et al.: патент Германии WO 002008009722A1.
- 3. Vinogradov A, et al. // Acta Materiala, Vol. 61, No. 7, 2013, 2434-2449.
- 4. Pomponi E, Vinogradov A. // Mech. Syst. Sig. Proc. 2013, doi10.1016/j.ymssp.2013.03.017

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «КРИСТАЛЛ – АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,2}, Шалимова А.В.¹

¹Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г.Москва, Россия ²Московский государственный университет приборостроения и информатики, г.Москва, Россия sundeev55@yandex.ru

Известно, что аморфное состояние можно получить и в процессе различных видов мегапластической деформации кристаллических материалов, в частности, деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Однако это явление твердофазной деформационной аморфизации практически не изучено, поскольку, не до конца ясны физические факторы, определяющие склонность металлических сплавов к аморфизации при пластическом течении. Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной аморфизации закристаллизованных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ в ходе мегапластической деформации в камере Бриджмена.

Кристаллические образцы для деформации были получены отжигом аморфного состояния всех изученных сплавов. Для аморфных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ отжиг на воздухе проводили по режиму 500–510 ^{0}C – 30 мин., а для сплава $Fe_{78}B_{8.5}Si_{9}P_{4.5}$ – по двум режимам: 540 ^{0}C – 30 сек и 600 ^{0}C – 25 мин. Последнее дало возможность получить для сплава на основе железа однофазное и двухфазное кристаллические состояния соответственно. Сплавы на основе никеля и титана после отжига находились в однофазном кристаллическом состоянии, а сплав на основе циркония – в двухфазном. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни *n* в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (PCA) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

На рис. 1 представлены зависимости изминения объемной доли кристаллической фазы сплавов от n, нормированные на 100% исходной кристаллической фазы при n = 0. Наклон данных зависимостей характеризует значение склонности к деформационной аморфизации.



Рис. 1. Зависимость изменения объемной доли кристаллической фазы сплавов от значения n: $1 - Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $2 - Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $3 - Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}(1)$, $4 - Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}(2)$ и $5 - Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$

Видно, что в одинаковых условиях деформации, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана – $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и исходно однофазный сплав $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы – $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ аморфизуются слабо. При деформации сплава $Fe_{78}B_{8,5}Si_9P_{4,5}$ (2) объемная доля ОЦК-фазы α -(Fe-Si) после деформации практически не меняется, а аморфизация сплава происходит, главным образом, за счет уменьшения объемная доля тетрагональной фазы $Fe_3(B,P)$. Подобным же образом происходит частичная аморфизация сплава $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$: значение объемная доля кристаллической фазы медленно снижается за счет уменьшения объемная доля фазы Лавеса в процессе деформации практически не изменяется.

На основании полученных экспериментальных результатов было выделено, по крайней мере, три возможных фактора (термодинамический, механический и концентрационный), определяющие склонность кристаллических сплавов и отдельных кристаллических фаз к деформационной аморфизации в процессе мегапластической деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Механический фактор определяет склонность к накоплению в кристалле деформационных дефектов при механическом воздействии и зависит в первом приближении от значения модуля сдвига. Термодинамический фактор определяется значением свободной энергии (термодинамической устойчивостью) кристаллических фаз, участвующих в процессе деформации. Концентрационный фактор определяет склонность к протеканию диффузионных процессов, необходимых для изменения химического состава кристаллических и аморфных фаз в процессе деформации. Показано, что склонность к деформационной аморфизации при кручении в условиях высокого квазигидростатического давления при комнатной температуре кардинальным образом отличается от склонности к аморфизации при закалке из жидкого состояния. Это обусловлено существенным различием физических параметров, определяющих аморфизацию при мегапластической деформации и при закалке из расплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 12-02-31397 мол а, 11-02-00607 и 12-02-00748).

КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СФЕРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»

Гуткин М.Ю.¹⁻³, Колесникова А.Л.¹, Красницкий С.А.², Романов А.Е.^{3,4}

 ¹ Институт проблем машиноведения РАН, С-Петербург, Россия
² Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, С-Петербург, Россия
⁴ Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия <u>m.y.gutkin@gmail.com; krasnitsky@inbox.ru</u>

В настоящее время большое внимание привлекают композитные наночастицы, состоящие из разных кристаллических материалов [1–3]. Такие структуры обладают уникальными электронными и оптическими свойствами, которые находят широкое применение в различных областях современной техники: оптоэлектронике, фотонике, спинтронике, солнечных батареях, сенсорных устройствах, устройствах накопления и передачи информации, катализе, медицине и т. д. Стабильность свойств этих структур существенно зависит от присутствия в них дефектов и остаточных упругих деформаций и напряжений несоответствия [3], обусловленных различием кристалллических решеток и коэффициентов теплового расширения материалов, составляющих композитные наночастицы. При определенных условиях напряженнодеформированное состояние несоответствия может релаксировать за счет образования различных дефектов, называемых «дефектами несоответствия» [4,5]. Один из таких механизмов – образование вокруг ядра круговых призматических петель дислокаций несоответствия (рис. 1). Приближенный анализ критических условий формирования такой петли в экваториальной плоскости наночастицы сделан в работе [5], где рассмотрены предельные случаи, когда радиус ядра либо много меньше радиуса оболочки, либо стремится к нему. Отличие данной работы от [5] заключается в использовании точного выражения для упругой энергии круговой призматической петли, залегающей в произвольной плоскости наночастицы.



Рис. 1. Модель наночастицы типа ядрооболочка с петлей дислокации несоответствия (MDL) на межфазной границе

Точное аналитическое решение граничной задачи теории упругости, полученное в [6], использовано здесь для строгого анализа критических условий зарождения круговых петель в сферически симметричных наночастицах типа «ядро-оболочка». В частности, рассчитано изменение полной энергии такой системы при образовании на границе ядра и оболочки круговой призматической петли дислокации несоответствия. Показано, что появление такой петли становится энергетически выгодным, если параметр несоответствия превышает некоторое критическое значение, которое определяется геометрическими характеристиками системы (рис. 2). Для всех кривых на рис. 2а наименьшему критическому несоответствию соответствует положение петли

в экваториальной плоскости наночастицы, что свидетельствует об энергетической предпочтительности экваториального положения петли.

Этот вывод хорошо согласуется с экспериментальными наблюдениями дислокаций несоответствия в декаэдрических, икосаэдрических и монокристаллических наночастицах, состоящих из ядер Au и оболочек FePt [7].



Рис. 2. Зависимость критического несоответствия f_{cr} от геометрических параметров системы: a – от приведенного положения петли z_0/R_0 относительно экваториальной плоскости при a = 50b, где b – величина вектора Бюргеса петли, (сплошные кривые) и a = 200b (штриховые кривые) и разных значениях приведенного радиуса ядра R_0/a ; b – от приведенного радиуса ядра R_0/a при разных значениях радиуса наночастицы a (сплошные кривые соответствуют точному решению, штриховые – приближенному решению [5]). Случай неоднородной наночастицы, для которой экспериментально наблюдались дислокации несоответствия [7], отмечен точкой «•»; экспериментальное значение приведенного радиуса ядра такой наночастицы (a = 29b) попадает в тот интервал значений отношения R_0/a , в котором зарождение петель энергетически выгодно.

Из рис. 2*a* видно, что полученные точные результаты хорошо согласуются с результатами приближенных расчетов [5], если радиус наночастицы достаточно велик. Если же он становится меньше 60–80 нм, то точные значения критического несоответствия становятся заметно ниже приближенных, т. е. предсказывают меньшую устойчивость системы к зарождению петель дислокаций несоответствия.

Список литературы

- 1. Y.W. Cao, U. Banin, J. Am. Chem. Soc. 122 (2000) 9692.
- 2. W. Schartl, Nanoscale 2 (2010) 829.
- 3. C. De Mello Donega, Chem. Soc. Rev. 40 (2011) 1512.
- L.I. Trusov, M.Yu. Tanakov, V.G. Gryaznov, A.M. Kaprelov, A.E. Romanov, J. Cryst. Growth 114 (1991) 133.
- 5. M.Yu. Gutkin, Int. J. Engng. Sci. 61 (2012) Special Issue, 59.
- A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, S.A. Krasnitckii, A.E. Romanov, Int. J. Solids Struct. 50 (2013) 1839.
- 7. Y. Ding, X. Sun, Z.L. Wang, S. Sun, Appl. Phys. Lett. 100 (2012) 111603.

ПРЯМОУГОЛЬНЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В РАДИАЛЬНО-НЕОДНОРОДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»

Гуткин М.Ю. ¹⁻³, Смирнов А.М.²

¹ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия ² Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия ³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, С-Петербург, Россия m.y.gutkin@gmail.com, smirnoy.mech@gmail.com

Производство и применение наночастиц и нанопроволок является на сегодня одним из самых перспективных направлений развития нанотехнологий. Электронные, магнитные и оптические свойства как наночастиц, так и нанопроволок зависят от их формы, размера, химического состава, типа кристаллической решётки и от присутствия в них различных дефектов. Значительную долю производимых и исследуемых наночастиц составляют композитные наночастицы [1], которые состоят из разных материалов и находят широкое применение в современных оптоэлектронике, фотонике, спинтронике, солнечных батареях, сенсорных устройствах, устройствах накопления и передачи информации, катализе, медицине и т. д. Неоднородные нанопроволоки также имеют превосходные электронные и оптические свойства, поэтому их используют в различных приборах оптоэлектроники, в наноразмерных полевых транзисторах, в устройствах хранения и передачи информации, в логических устройствах и т. д. [2]. Однако в процессе выращивания подобных нанообъектов из-за различий в решетках и свойствах составляющих их компонентов возникают напряжения несоответствия, приводящие к существенному изменению их свойств или к их разрушению. При некоторых условиях эти напряжения могут релаксировать путем развития различных дефектных структур [3]. В частности, одним из механизмов такой релаксации в сферически симметричных композитных наночастицах или радиально-неоднородных нанопроволоках типа «ядро-оболочка» может служить зарождение и рост призматических дислокационных петель (ПДП). Целью настоящей работы является построение теоретической модели, описывающей формирование ПДП

у границ раздела в тонких оболочках и в ядрах таких наноструктур.

В работе исследованы критические условия формирования прямоугольных призматических дислокационных петель на границе раздела и на свободной поверхности наночастицы и нанопроволоки типа «ядро-оболочка». Предполагается, нанообъект что изучаемый упругоизотропен и однороден, а толщина оболочки много меньше радиуса ядра. В рамках этих допушений сделаны строгие аналитические расчеты изменения полной энергии системы, сопровождающие образование призматических петель у свободной поверхности оболочки и у границы раздела. Рассмотрены три характерные конфигурации: петли, вытяну-



Рис. 1. Схематичное изображение петель типа ПО-1, ПО-2 и ПО-3 (*a*); ВО-1, ВО-2 и ВО-3 (*b*); КВ-1, КВ-2 и КВ-3 (*c*) у границ раздела в нанообъекте типа «ядро-оболочка»

тые поперек оболочки (рис. 1 a), квадратные петли (рис. 1 b) и петли, вытянутые вдоль оболочки (рис. 1 c). Для определения наиболее предпочтительных дислокационных петель изучены зависимости критического несоответствия от размеров оболочки для разных конфигураций этих петель как для наночастицы (рис. 2 a), так и для нанопроволоки (рис. 2 b).



Рис. 2. Зависимость критического несоответствия f_c от толщины оболочки h для петель, зарождающихся в оболочке у границы раздела (петли типа ВО-1), у свободной поверхности (петли типа ВО-2) и в ядре (ВО-3) в наночастице (а) и в нанопроволоке (b) при a/c = 0.2, c/b = 10. Величина вектора Бюргерса b = 0.3 nm. Значения внешнего радиуса оболочки R даны в нанометрах. Штриховые кривые относятся к петлям типа 1, сплошные – к петлям типа 2, штрих-пунктирные – к петлям типа 3.

Расчеты показали, что основным фактором, определяющим энергетическую предпочтительность зарождения ПДП, является величина несоответствия параметров решетки ядра и оболочки. Геометрические размеры и нанопроволоки и наночастицы влияют на нее в гораздо меньшей степени. Как в случае наночастицы, так и в случае нанопроволоки независимо от места образования петли энергетически выгоднее случай, когда она вытянута вдоль границы. При этом зарождение со свободной поверхности предпочтительнее. В обоих случаях (наночастицы и нанопроволоки) критическое несоответствие для петель, растущих в оболочку, увеличивается с ростом толщины оболочки и с уменьшением радиуса ядра, а для петель, расширяющихся в ядро, критическое несоответствие уменьшается с ростом толщины оболочки и с уменьшение петель в ядре выгоднее в наночастице, чем в нанопроволоке, а зарождение в оболочке выгоднее в нанопроволоке, чем в нанопроволоке, ч

Список литературы

- 1. C. De Mello Donegá, Chem. Soc. Rev. 40 (2011) 1512.
- 2. В.Г. Дубровский, Г.Э. Цырлин, В.М. Устинов, ФТП 43 (2009) 1585.
- 3. М.Ю. Гуткин. Прочность и пластичность нанокомпозитов: учеб. пособие. СПб. Изд-во Политехн. ун-та, 2011, 165 с.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

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

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

Комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и свойств металлических стекол (МС), подвергнутых различного рода воздействиям является актуальным направлением физики неупорядоченных сред. Цель работы: установление влияния внешних воздействий на изменение структуры и свойств МС. Для проведения исследований использовали ленты металлических стекол на основе Со и Fe. полученных методом спиннингования. Термомеханические испытания проводились на установке для измерения деформации при растяжении. Один конец образца с размерами 50×3,5×0,02 мм был жестко закреплен, а на другой конец подвешивались грузы разного веса 25 H – 0,1 H. Образцы нагревались в печи с одинаковой скоростью и при постоянной нагрузке. В процессе нагрева проводились измерения температуры образца лазерным пирометром «Testo 845», фиксировалось удлинение образца с помощью оптического экстензометра. Экспериментально установлено, что разрыв образцов МС при нагрузке 25 Н происходит при относительной деформации в среднем ~ 6% и температуре ~ 700 °C. Снижение нагрузки до 0,95 Н или 0,1 Н приводит к тому, что нагрев даже до 900 °C вызывает значительно меньшее удлинение 1% и не приводит к разрушению образца. Построенные зависимости относительной деформации от температуры для разных МС имеют подобный вид. При изучении морфологии поверхности МС в исходном состоянии, нагретых до 900 °C без нагрузки, после комбинированного воздействия нагрузки и нагрева было отмечено, что у сплавов на основе Со проявляется четкая структура, состоящая из рельефных выпуклостей, структура поверхности нанокристаллического сплава, практически гладкая. Изучение морфологических особенностей мест разрушения МС позволило установить, что образцы аморфных сплавов разрушаются вязко, а нанокрситалличекий сплав разрушается хрупко. На всех образцах наблюдались полосы сдвига, обусловленные протеканием гетерогенной деформации в исследованных сплавах. Анализ полученных в ходе работы результатов позволяет предложить следующие механизмы разрушения аморфных сплавов. Сначала происходит образование нескольких боковых трещин, далее они увеличиваются в размере. Одна из них развивается магистрально и приводит к разрушению образца. При этом по руслу магистральной трещины образуются вторичные трещины, создавая ветвеобразную систему. У нанокристаллического сплава зарождается боковая трещина, без образования ветвеобразной структуры. Разрыв происходит путем растрескивания образца, хрупко. Таким образом, установлено, что термомеханическое воздействие приводит к изменению исходной структуры исследуемых сплавов. Механизм разрушения наноструктурированного сплава принципиально отличен от разрушения аморфных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 г.г.» (проект №14.В37.21.1161).

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕДУР ИЗМЕРЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЯ (ПО ГЕОМЕТРИИ ИЗЛОМА) ДЛЯ КЛАССИФИКАЦИИ СТАЛЕЙ ПО ВЯЗКОСТИ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, РФ, <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Достижение высокого уровня механических свойств низколегированных сталей зависит от их структуры. Неоднородность структуры – отличительная особенность большинства конструкционных материалов. В результате эволюции структур и дефектов в ходе длинного технологического процесса, диапазон вариации геометрии структур необычайно широк, что приводит к разбросу пластичности и вязкости. В связи с этим необходимы быстродействующие компьютеризированные процедуры оценки степени влияния неоднородности структур на свойства материала.

В настоящее время, в соответствии с действующими стандартами, сдаточные характеристики сталей, такие как микроструктура, величина зерна, неметаллические включения, оцениваются с помощью визуального сравнения их изображений с эталонными шкалами, что вносит неопределенность в результаты за счет субъективного фактора. Также существенно и то, что при наличии разнообразных анализаторов изображений до сих пор отсутствуют физически обоснованные подходы к количественному описанию элементов структур и изломов. В результате, в большинстве случаев, становится невозможным установить критические параметры структуры, лимитирующие запас вязкости металла.

Наличие современных вычислительных мощностей и цифровых средств регистрации изображений обуславливает их применение в измерении разнообразных структур.

После получения изображений структур и «склейки» отдельных кадров в панораму (в процессе образца или изделия) элементы структуры распознавались по их характерным чертам (размерам, форме). В частности, для трубных сталей категории прочности К60–К70 измерялись такие параметры зерен феррита и бейнита как: длина, ширина, площадь, периметр и параметр анизотропии. Отдельные элементы микроструктуры различны по степени яркости; тело зерна светлее, чем его граница. Поэтому полезным является оценка значений интенсивностей яркости изображений структур (в 256 оттенках серого). Для разделения отдельных структурных составляющих и снижения ошибок, вносимых субъективным фактором, строились гистограммы распределения полученных значений (не менее 2000 измерений на вариант для различных сталей).

Анализ изломов конструкционных сталей позволяет оценить роль неоднородной структуры в развитии разрушения. Так, изломы ударных образцов характеризуются расслоениями различной природы [например, 1,2]. В связи с этим, наряду с параметрами макрогеометрии изломов измерялись и параметры расслоений. Из всех параметров макрогеометрии наиболее информативным оказался не размер «хрупкого» квадрата, что предписывает измерять ГОСТ, а величина уширения при выбеге трещины. Наряду с геометрическими параметрами отдельных расслоений оценивалась также общая площадь поверхности образца, задействованная в формировании расслоений. Показано, в частности, что при понижении температуры испытания, увеличивается количество и размер расслоений, а также размеры этой области.

Для исследования взаимосвязи разрушения металла с неоднородностью его структуры были вырезаны фрагменты излома с расслоем. Совместный анализ геометрии структур и изломов позволил уточнить механизмы влияния полосчатой структуры в формировании расслоений в изломах образцов.

Таким образом, применение комплекса компьютеризированных процедур измерения структур и изломов оказалось достаточно эффективным для получения их количественных оценок. Это позволяет, в конечном счете, получить числовые характеристики неоднородности структур и изломов, что позволяет выявить критические параметры, лимитирующие вязкость конструкционных сталей. Понимание их природы существенно при выработке объективных принципов управления качеством конструкционных материалов.

- 1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш. и др. // Изв. Вузов. Черн. мет. 2008. № 11. С. 30-36.
- 2. Штремель М.А., Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю. и др. // Изв. Вузов. Черн. мет. 2009. № 9. С. 9-15.

З**D**-РЕКОНСТРУКЦИЯ РЕЛЬЕФА ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СРЕДСТВАМИ СТЕРЕОФОТОГРАММЕТРИИ ДЛЯ УГЛУБЛЕНИЯ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О МЕХАНИЗМЕ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Соколовская Э.А., Кудря, А.В., Ле Хай Нинь, Сидорова Н.И.

НИТУ «МИСиС», Москва, <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Если существуют различия в энергоемкости вязкого разрушения, то им должны соответствовать отличия в строении вязких изломов. В этой связи сопоставление морфологии вязких изломов должно быть полезно для выявления причин различий в уровне вязкости материалов и для выработки объективных рекомендаций, направленных на повышения энергоемкости вязкого разрушения. Однако наблюдение изломов носит преимущественно качественный характер, что затрудняет объективное сопоставление геометрии их строения.

Вязкое разрушение большинства сплавов контролируют включения второй фазы, поэтому его элементарными актами являются вскрытие и слияние пор, а характерным элементом излома — ямки, т. е. половинки слившихся пор, на дне которых нередко наблюдаются включения.

Применение 2D-кадра эффективно для получения достаточно грубых оценок масштабов таких элементов геометрии строения изломов, как диаметр ямки, или расстояние между соседними ямками, где существенный вклад в ошибку измерения вносит наличие развитого мезорельефа излома [1].

3D-реконструкция может дать более полные информацию и описание о механизме разрушения поверхности разрушения [1–3]. Количественную меру в измерения (при сопоставлении геометрии рельефа разных изломов) вносит использование тест-объектов известной геометрии. Их размер должен быть соизмерим с масштабом элементов изучаемого рельефа.

Реконструкция трехмерной картины излома обычно достигается с использованием специальных программных пакетов, где реализуются алгоритмы стереофотограмметрии (восстановление 3D-картины по стереопарам одних и тех же полей зрения, полученных в сканирующем электронном микроскопе). Это позволяет получить более полные знания о механизмах разрушения конструкционных материалов. Однако отсутствие системных исследований в данном направлении затрудняет понимание механизмов разрушения разнообразных структур, оценку степени их опасности и, как следствие, разработку новых материалов и технологий их получения. Для восстановления полноценной истории разрушения необходима трехмерная реконструкция рельефа излома, причем на разных масштабных уровнях измерения. Существующие аппаратные средства и программное обеспечение позволяют с удовлетворительной точностью реконструировать топографию поверхности разрушения на трех масштабных уровнях измерения: макро-, микро- (измеряются элементарные участки разрушения – ямки, фасетки и т.д.) и мезоуровне, когда измеряемые элементы излома на порядок больше микроэлементов и на один – два порядка меньше габаритов образца. Такой синтез рельефа разрушения гарантирует максимальную полноту извлечения информации и надежность технологических рекомендаций сделанных на его основе [4].

Возможности такого подхода были использованы для решения ряда задач физики разрушения и металловедения [4, 5]. В частности, для восстановления истории вскрытия вязкой ямки, ведущей к появлению вязкого разрушения. С этой целью по стереопарам изображений, полученным в растровом электронном микроскопе HITACHI S-800, с использованием алгоритмов стереофотограмметрии была реконструирована трехмерная поверхность разрушения. "Рассечением" трехмерного изображения получали двумерные профили в заданных сечениях [6].

После получения 3D - модели излома, был восстановлен профиль рельефа и тогда полезную информацию может также дать траектория излома – линия z(x) пересечения рельефа с нормальной (к поверхности излома) плоскостью [76]. Это позволило получить описание об изломе не только качественно, но и количественно путем измерения ряд параметров поверхности изломов (ямка, перемычка).

Анализ представительной статистики данных геометрии строения поверхности различных вариантов вязких изломов (отличающихся уровнем ударной вязкости и представляющих широкий спектр видов поставки металлопродукции: сорт, лист и поковка с сохранившейся литой структурой) позволил обосновать информативность различных параметров рельефа, например, глубин ямки, ширин перемычек между соседними ямками. Это позволило сопоставить геометрию строения изломов с различным уровнем вязкости и получить более полные представления о механизме протекания вязкого разрушения, оценить вклад структурных и металлургических факторов в появлении разброса вязкости конструкционных сталей.

Список литературы

- 1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // Деформация и разрушение материалов. 2010.- №1.- С. 38-44.
- 1. Штремель М.А. Возможности фрактографии // МиТОМ. 2005. №5. С.35-43.
- 2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В., "Совместное измерение разномасштабных структур при оценке причин неоднородности вязкости" // Изв. вузов. Черная металлургия 2009.№ 5.
- 3. Кудря А.В. Возможности и перспективы информационных технологий в управлении качеством металла// Электрометаллургия. 2002. №9. С. 35-42.
- 4. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Наблюдение и измерение характеристик структур, пластичности и вязкости в конструкционных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов.–2009.–№ 5.–С. 60-67.
- Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали/С.И. Губенко, В.В. Парусов, И.В. Деревянченко. Дн-ск: АРТ-ПРЕСС, 2005. 532 с.
- Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Микрорельеф вязкого разрушения // V Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции.- Т. 1. 12-14 марта 2008 г. Оренбург, Россия / Науч. ред. С.Н. Летута, Г.В. Клевцов: Изд-во ГОУ ОГУ, 2008.–С. 55-60.

РАЗРУШЕНИЕ НЕОДНОРОДНЫХ СТРУКТУР В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ (ПРИ КОНТАКТНОЙ СВАРКЕ)

Кудря А.В.¹, Соколовская Э.А.¹, Скородумов С.В.¹, Хоменко В.И.², Сударкин А.Я.², Теренин А.Н.²

¹НИТУ "МИСиС", Москва, РФ, ²ЗАО "Псковэлектросвар", Псков, РФ AVKudrya@misis.ru

Создание и освоение серийного производства оборудования для стыковой контактной сварки и термообработки сварных соединений хладостойких труб при строительстве морских трубопроводов, в том числе в Арктической зоне, определяет необходимость решения задач, связанных с обеспечением качества сварного соединения.

Качество сварного соединения традиционно определяется типом получаемой в процессе сварки структуры. Её формирует уровень рабочих температур процесса сварки и давления в стыке. Экстремальный характер воздействий на металл при сварке определяет многообразие видов микроструктур в сварном соединении. До сих пор, например, остается открытым ответ на вопрос о влиянии неоднородности исходной структуры трубного металла на процессы, протекающие в ходе контактной сварки.

Известно [1, 2], что конструкционные стали промышленной выплавки отличаются широким разнообразием структур, развитой их неоднородностью (геометрии структурных составляющих и их композиций). Неоднородность разномасштабных структур наблюдается также и в трубных сталях различных классов прочности [3]. В частности, наблюдается структурная полосчатость различной природы, неметаллические включения разнообразной морфологии, иные дальние последствия ликвации.

Даже в случае хорошо отлаженного режима сварки естественно предположить наличие различий в процессах структурообразования, протекающих в зоне стыка (его протяженность может достигать 4,5 м для труб диаметром 1420 мм) вследствие исходной неоднородности трубного металла. Это приведет к формированию неоднородной конечной микроструктуры сварного соединении и, как следствие, различий в его свойствах.

Для оценки степени опасности неоднородных структур необходимо исследование механизмов их разрушения. С этой целью были получены опытные сварные соединения (методом контактной сварки) и с использованием оптической микроскопии оценен характер неоднородности микроструктур по длине стыка. Сопротивляемость различных микроструктур разрушению была сопоставлена на основе испытания ударных образцов, надрез которых совпадал с зоной сварного соединения.

Полученные результаты выявили различия в геометрии строения транскристаллитного хрупкого излома (по наблюдениям в сканирующем электронном микроскопе HITACHI S800), отвечающие различиям в геометрии строения микроструктуры сварного соединения (в частности, размера зерна), в т.ч после его термической обработки.

Показано, что для более углубленного понимания природы разрушения неоднородных структур сварного соединения, в частности, выявления причин различия в уровне ударной вязкости транскристаллитного разрушения, необходима 3D- реконструкция рельефа хрупкого транскристаллитного излома с использованием алгоритмов стереофотограмметрии, конфокальной микроскопии. Построение трехмерной модели хрупкого излома представляет интерес не только для объективной оценки сопротивляемости разрушению сварного соединения, но для развития представлений о механизмах хрупкого транскристаллитного разрушения в целом.

Наблюдаемое многообразие микроструктур сварного соединения сложно количественно описать в рамках действующих нормативных документов. В этой связи представляется актуальным развитие компьютеризированных процедур описания неоднородных микроструктур сварного соединения (по измерениям геометрии строения отдельных структурных составляющих и их композиций) в сопоставлении с механизмами их разрушения. Это позволит сформулировать требования к допустимой неоднородности структур, гарантирующих требуемый уровень вязкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства "Создание и освоение серийного выпуска комплекса оборудования для стыковой контактной сварки и термообработки сварных соединений хладостойких труб при строительстве морских трубопроводов, в том числе в Арктической зоне" шифр 2012-218-03-256, реализуемого в соответствии с Постановлением Правительства РФ № 218

Список литературы

- 1. Сталь на рубеже столетий / Под. Ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.
- Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Изв. РАН. Сер. Физическая. 2004. Т. 68. № 10. -С.1495-1502.
- 3. Эфрон Л.И. Металловедение в "большой" металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат. 2012, 696 с.

ВКЛАД ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В ПОЯВЛЕНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Коротнева К.В.

НИТУ "МИСиС", Москва, РФ, <u>AVKudrya@misis.ru</u>

В металлургии протяженная технологическая цепочка и широкое поле допуска процесса, обусловленное возможностями оборудования и особенностями физики и химии процессов. Необходимость получения высококачественного продукта в металлургии обычно приводит к дальнейшему усложнению технологии его производства. Отсюда появление широкого спектра траекторий технологического процесса (последовательность значений параметров состава и технологии, отвечающих получению единицы продукции, например, поковки, партии металла и т.д.) в рамках даже хорошо отлаженного производственного процесса.

Отдельная траектория технологического процесса – это свой механизм эволюции структуры и дефектов. В итоге на выходе формируется разнообразный спектр структур, отличающихся своими геометрическими характеристиками, что приводит к широкому разбросу качества продукции. Это снижает её конкурентоспособность.

Отсюда интерес к исследованию закономерностей проявления технологической наследственности применимо к производству конкретного вида продукции. Для этого, в частности, может быть эффективно использование возможностей ретроспективного анализа баз данных заводского контроля процесса и продукта, дополненное исследованием механизмов разрушения разнородных (номинально однотипных, но отличающихся своей геометрией) структур. Для выявления критических параметров состава и технологии, определения зон их риска нельзя ограничиться применением критериев классической статистики. С этой целью развиты приёмы когнитивной графики (человеческий глаз легче улавливает закономерности в рисунках), широко использованы возможности компьютеризированных процедур описания структур и изломов.

Показано, что влияние технологии на конечное качество продукции складывается из взаимодействия в отдельности допустимых, но отрицательно (или положительно) взаимодействующих отклонений управляющих параметров в пределах поля допуска. Взаимодействие, как правило, носит сложный характер и действует в рамках всего технологического процесса, а не отдельных его этапов. Качество теряется на стыках!

Развитые количественные методы измерения структур и разрушения (по виду излома) позволили получить более полное представление о природе проявления технологической наследственности при производстве крупных поковок из улучшаемой легированной стали, листа из низколегированных сталей.

Полученные результаты существенно важны для понимания механизма протекания технологической наследственности при производстве современных видов металлопродукции, определении степени опасности разнородных структур в снижении вязкости металла. Они дают основу для выработки объективных принципов управления качеством металлопродукции без изменения технологии по существу.

МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР В ЛИСТЕ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И ИХ ИЗМЕРЕНИЕ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Кушнарев А.Н., Кушнарев П.Н.

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Однородная мелкодисперсная структура – одно из условий достижения высоких свойств в листе из низколегированных конструкционных сталей. Протяженность технологической цепочки их получения (выплавка, разливка, термомеханическая обработка) в сочетании с широким полем допуска технологии приводит к различным сценариям эволюции структур и дефектов. Это – одна из существенных причин появления развитой неоднородности конечных структур в листе, что способствует появлению разброса свойств, в первую очередь вязкости. Существуют известные трудности [например, 1] в выявлении, идентификации и измерении структур в низколегированной, в частности, трубной стали. Отсутствуют также объективные критерии допустимой неоднородности структур, гарантирующие требуемый уровень свойств. В связи с этим остается актуальной разработка процедур измерения структур в сталях данного класса.

Оптическая микроскопия не дает пространственного разрешения менее полупериода волны опорного излучения (для видимого диапазона длина волн 0,4—0,7 мкм). Это ограничивает её возможности, в частности, при наблюдении структур в современных трубных сталях класса прочности К65, Х90-Х100, где обеспечивается размер зерна 3–5 мкм и менее. Поэтому для исследования микро и субмикроструктур (например, после травления в азотной кислоте) объективно лучше применение растровых электронных и сканирующих зондовых микроскопов с различными аналитическими приставками. Так применение растрового электронного микроскопа с термоионным катодом (сравнительно доступного по цене по сравнению с катодом на основе полевой эмиссии) позволило не только добиться хорошего контраста на структурах с зерном 1–2 мкм, но и одновременно благодаря большой глубине фокуса, рассматривать поверхности разрушения и их аномалии. Это дает возможность расширить представление о механизмах разрушения такого рода структур.

Полезным оказалось систематическое пошаговое измерение кристаллографической ориентировки микрообластей плоского полированного образца с последующим построением карт пространственного распределения ориентировок (метод EBSD). Это позволило, в частности, выявить границы и субграницы зеренной структуры, а также - наличие и масштабы протяженных структурных областей, играющих существенную роль в образовании расслоений в трубной стали. В ряде случаев для окончательной интерпретации эффективным оказался анализ структур средствами атомно-силовой микроскопии.

Совместный анализ структур различными методами позволил, в частности, уточнить границы применимости оптической микроскопии для анализа микроструктуры современных трубных сталей.

Список литературы

1. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // Металлург.- 2010.- № 7.- С. 45-51.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ДЕМОНСТРАЦИЯ РАСКРЫТИЯ СЕКТОРА ВМЕСТО ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Ясников И.С.

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

Наиболее важным фактором стабильности малых частиц с пентагональной является образование дефектов, наличие которых симметрией позволяет различными способами релаксировать полям упругих напряжений связанных с дефектом дисклинационного типа. При описании данных процессов особая роль принадлежит подходу, базисом которого является теория дисклинаций [1–3]. Автору настоящей работы в процессе дискуссий приходилось сталкиваться с мнением, что введение концепции существования ротационных мод деформации в твердом теле (т.е. дисклинаций) является избыточным и, как следствие, эволюцию дефектной структуры твердого тела можно описывать, опираясь исключительно на трансляционные моды деформации (т.е. дислокации). В данной ситуации демонстрация новых экспериментальных фактов, свидетельствующих в пользу эффективности дисклинационного подхода, является несомненно важным для оппонирования такого альтернативного мнения.

Гипотеза о том, что релаксация внутренних полей упругих напряжений в пентагональной малой частице может осуществляться путём «открытия» некого сектора вместо двойниковой границы, который в процессе дальнейшего роста может «закрыться» из-за диффузионных процессов, была впервые предложена в работах [4, 5]. Целью данной работы была демонстрация возможности реализации данного

канала релаксации полей упругих напряжений в пентагональных малых частицах электролитического происхождения.

Для получения электроосаждённых малых частиц и микрокристаллов меди использовались стандартные методики, которые достаточно подробно изложены в работах [6, 7]. Применение методик ингибирования роста граней с определенной кристаллографической ориентацией приводило в процессе эволюции малых частиц к формоизменению их габитуса, которое и выявлялось экспериментально с помощью сканирующей электронной микроскопии (LEO 1455 VP и SIGMA фирмы ZEISS).

На рис. 1 *а*–г представлены различные этапы раскрытия сектора вместо двойниковой границы в пентагональных малых частицах меди при увеличении концентрации KBr, вводимого в стандартный сернокислый электролит при одних и тех же значениях технологических параметров осаждения.



Рис. 1. Различные этапы раскрытия сектора вместо двойниковой границы в пентагональных малых частицах меди при увеличении концентрации KBr, вводимого в стандартный сернокислый электролит [Γ/n]: a - 0,1; $\delta - 0,3$; e - 0,5; e - 2,0 (гальваностатический режим электроосаждения, плотность тока j = 5 А/м², время осаждения $\tau = 2$ ч, температура электролита 20°C).

Как видно из рис.1, именно увеличение концентрации КВг провоцирует постепенное «раскрытие» двойниковой границы и увеличение угла раствора сектора вместо двойниковой границы, который при максимальной концентрации КВг (2,0 г/л) составил порядка 30° (рис. 1 г) [8].

Изучение каналов релаксации упругой энергии в пентагональных малых частицах играет существенную роль в процессе анализа экспериментальных данных, поскольку, как правило, основным препятствием к получению малых частиц и микрокристаллов заданного габитуса являются большие деформации, сопровождающие их формообразование. Учет формоизменения малых частиц с пентагональной симметрией в процессе эволюции, который обусловлен релаксацией полей упругих напряжений, позволит прогнозировать их конечную морфологию. Кроме того, выявление новых экспериментальных фактов, связанных с поведением дефектов дисклинационного типа, будет являться существенным подтверждением теории дисклинаций.

Список литературы

- 1. В.А. Лихачёв, Р.Ю. Хайров. Введение в теорию дисклинаций. Издательство Ленинградского Университета, Ленинград (1975). 183 с.
- 2. В.И. Владимиров, А.Е. Романов Дисклинации в кристаллах. Наука, Ленинград. (1986). 224 с.
- 3. A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova. Progress in Material Science 54, 740 (2009).
- 4. T. Komoda. Japanese Journal of Applied Physics 7, 27 (1968).
- 5. M. Gillet. Surface Science 67, 139 (1977).
- 6. И.С. Ясников, Д.А. Денисова. Письма в ЖЭТФ **95**, 270 (2012).
- 7. И.С. Ясников, Д.А. Денисова. Физика твёрдого тела 55, 585 (2013).
- 8. И.С. Ясников. Письма в ЖЭТФ 97, 592 (2013).

ФОРМИРОВАНИЕ ИКОСАДОДЕКАЭДРИЧЕСКОЙ МОРФОЛОГИИ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ ИНГИБИРОВАНИИ РОСТА НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНЫХ ГРАНЕЙ

Ясников И.С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>kart2001@rambler.ru</u>

Одним из направлений исследований, связанных с методами создания новых материалов, является разработка и осуществление на практике методики управления внешней формой (габитусом) микро- и нанокристаллов (например см. обзоры [1, 2]). При реализации методом «проб и ошибок» различных подходов к решению указанной проблемы возникает ряд новых экспериментальных фактов, которые являются прямым или косвенным подтверждением элементов теории роста кристаллов и представляют интерес для исследователей. Более того, выявление экспериментальных фактов, обладающих повторяемостью и однозначно определённой методикой, обладает несомненной практической ценностью.

Результаты экспериментов по управляемому формоизменению габитуса микрокристаллов меди и серебра, формирующихся в процессе электроосаждения, представлены в работах [3–5]. При этом в одной из серий экспериментов в качестве «тестового объекта» для демонстрации методики принудительного формоизменения габитуса были выбраны икосаэдрические микрокристаллы меди. Икосаэдр, как известно, имеет 12 вершин, 30 рёбер, 20 граней и шесть осей симметрии пятого порядка, проходящих через вершины. Внешние грани икосаэдрического микрокристалла меди являются плотноупакованными плоскостями типа {111} и имеют минимальную из всех возможных кристаллографических ориентаций поверхностную энергию [6]. Ингибирование эволюции граней {111} при электроосаждении малых частиц меди привело к образованию весьма интересной морфологической формы.

При анализе полученных экспериментальных данных было, в частности, получено, что при ингибировании роста низкоэнергетичных граней микрокристаллов,

исходная икосаэдрическая малая частица (рис. 1 *a*) с внешними гранями {111} в процессе своей эволюции фасетируется плоскостями {100} с образованием икосододекаэдра. Икосододекаэдр – полуправильный многогранник, с группой симметрии I_h , состоящий из 32 граней (12 правильных пятиугольников и 20 правильных треугольников) и относящийся к группе Архимедовых тел [7]. Если исходная икосаэдрическая малая частица имела внешние грани {111}, то после фасетирования до морфологии икосододекаэдра, пятиугольные грани получившегося многогранника будут иметь индексы {100}, а треугольные – индексы {111}. При этом на пятиугольных гранях в процессе дальнейшей эволюции вырастают нитевидные пентагональные кристаллы с описанной ранее «ступенчатой» структурой вершины [4] (рис. 1 δ –г).



Рис. 1. Формоизменение габитуса икосаэдрических пентагональных микрокристаллов с шестью осями симметрии пятого порядка при различных концентрациях ингибитора KBr, введённого в стандартный сернокислый электролит [г/л]: *a*– исходный икосаэдрический микрокристалл; $\delta - 1,0$; e - 1,6; e - 2,0 (гальваностатический режим электроосаждения, плотность тока j = 5 A/м², время осаждения $\tau = 2$ ч, температура электролита 20°C)

Существование малой частицы с морфологией икосододекаэдра как промежуточной стадии эволюции малой частицы в процессе электрокристаллизации ранее в литературе не упоминалось. Образование икосододекаэдра можно рассматривать в данном контексте как один из способов релаксации упругой энергии, связанной с дефектом дисклинационного типа в исходной икосаэдрической малой частице, фасетирование которой до морфологии додекаэдра вместо икосододекаэдра привело бы к возникновению больших пластических деформаций, сопровождающих такое формоизменение [3].

Список литературы

- 1. Y Yin, C. Erdonmez, S. Aloni, A.P. Alivisatos, Journal of American Chemical Society, **128**, 12671 (2009).
- 2. M.L. Personick, M.R. Langille, J. Zhang, C.A. Mirkin, NanoLetters, 11, 3394 (2011).
- 3. И.С. Ясников, Физика твёрдого тела, 53, 1815 (2011).
- 4. И.С. Ясников, Д.А. Денисова, Письма в ЖЭТФ, **95**, 270 (2012).
- 5. И.С. Ясников, Д.А. Денисова. Физика твёрдого тела 55, 585 (2013).
- 6. V.G. Gryaznov, J. Heidenreich, A.M. Kaprelov, S.A. Nepijko, A.E. Romanov, J. Urban. Cryst. Res. Technol. **34**, 1091 (1999).
- Многоугольники и многогранники // Энциклопедия элементарной математики / под ред. П. С.Александрова, А. И.Маркушевича и А.Я. Хинчина. — М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1963. — Т. 4: Геометрия. — С. 437.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ РКУП НА ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.²

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u> ²Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, RZValiev@mail.rb.ru

Целью настоящей работы является установление закономерностей разрушения при однократных и циклическом видах нагружения материалов с ОЦК, ГПУ и ГЦК решеткой в субмикрокристаллическом состоянии, полученном путем равноканального углового прессования (РКУП).

Материалы и методики исследования. В качестве исследуемых материалов были использованы сталь 10 (материал с ОЦК решеткой), титан Grade 4 (материал с ГПУ решеткой) и алюминиевый сплав АК4-1 (материала с ГЦК решеткой). Материалы исследовали в исходном состоянии и после РКУП или РКУП-конформ в субмикрокристаллическом состоянии. Средний размер зерна всех материалов после РКУП составлял d_{cp} = 300 нм. Испытания образцов на растяжение проводили на установке Р10; испытания на ударную вязкость (КСV) – на копре МК-30. Усталостные испытания образцов из титана поводили на машине «The Nano Plug'n'Play» фирмы BiSS P.Ltd (R = 0,2; v = 15 Гц); образцов из сплава АК4-1 – на установке Instron 8802 (R = 0,1; v = 10 Гц). Микростроение изломов исследовали в растровых электронных микроскопах JSM-6092 и SIGMA фирмы «ZEISS».

Разрушение материалов при однократных видах нагружения. Испытания образцов из всех исследуемых материалов на твердость и одноосное растяжение показали, что РКУП повышает твердость и прочностные свойства данных материалов, однако снижает пластичность.

На температурной зависимости ударной вязкости (КСV) стали 10 видно (рис. 1*a*), что в исходном состоянии сталь 10 имеет ярко выраженный интервал вязко- хрупкого перехода (от -5 до 100 ⁰C), а после РКУП при 200 ⁰C – узкий интервал вблизи температуры 50 ⁰C. При этом порог хладноломкости стали 10 практически не изменился. После 4 проходов РКУП при 400 0 С интервал вязко-хрупкого перехода стали 10 сместился на 100 0 С в сторону низких температур. Низкотемпературное ударное разрушение стали 10 в исходном стоянии происходит по механизму скола, а после РКУП – по механизму квазискола. При повышенных температурах во всех случаях сталь разрушается с образованием ямочного микрорельефа.





Рис. 1. Температурные зависимости ударной вязкости (КСV) стали 10 (*a*) (материал с ОЦК решеткой), титан Grade 4 (б) 4 (материал с ГПУ решеткой) и сплава АК4-1 (*в*) (материала с ГЦК решеткой) в исходном состоянии и после различных режимов РКУП

В результате испытаний титана Grade4 выявлено (рис. 1 б) сужение интервала повышения ударной вязкости титана после РКУП-конформ аналогично сужению интервала вязко-хрупкого перехода, наблюдаемого в стали 10 после РКУП. Микрорельеф изломов титана после РКУП-конформ, полученных при низких и комнатной температурах, состоит из мелких ямок, покрывающих микрогребни; при высоких температурах – из более крупных округлых ямок.

Ударные испытания сплава АК4-1 показали (рис. 1 *в*), что в интервале температур от -196 ⁰C до 300 ⁰C ударная вязкость, как в исходном состоянии, так и после РКУП, практически не меняется. При этом ударная вязкость сплава после РКУП несколько ниже, чем ударная вязкость сплава в исходном состоянии. Во всех случаях разрушение сплава произошло с образование ямочного микрорельефа.

Разрушение материалов при циклическом нагружении. Усталостные испытания широкого класса материалов показали, что РКУП повышает предел усталости материалов. Рассмотрим кинетику усталостного разрушения материалов на примере титана Grade 4 (в исходном состоянии и после РКУП-конформ) и сплава АК4-1 (после закалки + старения и после РКУП).

Кинетическая диаграмма усталостного разрушения титана Grade 4 после РКУП-конформ расположена ниже диаграммы разрушения титана в исходном состоянии. Из этого следует, что при одном и том же значении ΔK скорость распространения усталостной трещины в титане после РКУП-конформ ниже, чем в исходном состоянии. Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения титана в исходном состоянии ($dl/dN = 4.31 \cdot 10^{-11} \Delta K^{3.46}$) и после РКУП-конформ ($dl/dN = 2.19 \cdot 10^{-15} \Delta K^{6.34}$) показал, что коэффициент п в уравнении Пэриса для титана после РКУП-конформ практически в 2 раза больше, чем в исходном состоянии. Это свидетельствует о повышенной чувствительности материала к кратковременным перегрузкам в процессе эксплуатации.

Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава AK4-1 показал, что в отличие от вышерассмотренного титана, скорость распространения усталостной трещины в сплаве AK4-1 после РКУП при одном и том же значении ΔK выше, чем в сплаве после закалки + старения. Однако коэффициент n в уравнении Пэриса для сплава AK4-1 после РКУП меньше ($n \approx 2,3$), чем после закалки + старения ($n \approx 3,4$), что свидетельствует о меньшей чувствительности данного сплава после РКУП к перегрузкам.

Выводы. 1. РКУП повышает твердость и прочностные свойства при растяжении исследуемых материалов, однако снижает пластичность.

2. Температурная зависимость ударной вязкости исследуемых материалов обусловлена типом кристаллической решетки. В материалах с ОЦК и ГПУ решетками (сталь 10 и Grade 4) РКУП сужает интервал вязко-хрупкого перехода или интервал повышения ударной вязкости. В материале с ГЦК решеткой (АК4-1) ударная вязкость практически не меняется в широком интервале температур.

3. РКУП повышает предел усталости материалов, однако неоднозначно влияет на кинетику усталостного разрушения.

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

ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ КАК КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцова Н.А.¹⁾, Клевцов Г.В.²⁾, Ботвина Л.Р.³⁾

¹⁾Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия, <u>inshtet@mail.ru</u> ²⁾Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, Klevtsov11948@mail.ru

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

Известно, что наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения образца или детали может дать анализ пластических зон, образующихся у вершины распространяющейся трещины. Рассматривая формирование пластических зон при разрушении реальных материалов, необходимо принимать во внимание, что при разрушении некоторых металлических материалов, помимо предельных значений локального напряженного состояния материала: плоской деформации (ПД) и плоского напряженного состояния (ПН), у вершины трещины может реализовываться переходное состояние от ПД к ПН.

Количество и размеры пластических зон у вершины трещины не зависят от вида однократного нагружения (статическое, ударное, высокоскоростное импульсное) и типа кристаллической решетки материала, а определяются только локальным напряженным состоянием материала. При ПД образуется одна пластическая зона h_y (рис. 1); при ПН – две пластические зоны: сильнодеформированная микрозона h_{yh} и слабодеформированная макрозона h_y (рис. 2); в переходной области от ПД к ПН также могут образовываться две пластические зоны, однако из-за особенностей распределения структурных изменений материала в данных зонах разделить их не всегда представляется возможным.


Рис. 1. Схема формирования пластической зоны у вершины трещины (*a*) и под поверхностью изломов (б) в условиях плоской деформации (ПД). *h*_v – глубина пластической зоны под поверхностью изломов



Рис. 2. Схема формирования пластической зоны у вершины трещины (*a*) и под поверхностью изломов (б) в условиях ПН. $\sigma^*_{0,2}$ – предел текучести деформационно упрочненного материала; h_y – глубина слабодеформированной макрозоны; h_{yh} – глубина сильнодеформированной микрозоны

В качестве критерия оценки локального напряженного состояния материала как при однократных, так и циклическом видах нагружения, в работе [1, 2] предложено использовать отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью излома h_{max} к толщине образца или детали t, т.е. h_{max}/t . (При однократных видах нагружения в условиях ПН, за h_{max} принимают глубину слабодеформированной макрозоны, а при усталостном разрушении – глубину монотонной пластической зоны [2]). Исследования широкого класса материалов показали [2], что в условиях ПД отношение $h_{\text{max}}/t < 10^{-2}$. При ПН отношение $h_{\text{max}}/t > 10^{-1}$. В переходной зоне от ПД к ПН $10^{-2} < h_{\text{max}}/t < 10^{-1}$. Отношение h_{max}/t можно рассматривать как количественный критерий оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины. Чем меньше вышеуказанное отношение, тем более жесткое локальное напряженное состояние материала реализуется при разрушении.

В том случае, когда разрушение металлических материалов произошло при однократных видах нагружения, механизм разрушения, независимо от типа кристаллической решетки, обусловлен только локальным напряженным состоянием материала

у вершины трещины. Так, при плоской деформации (ПД) механизмом разрушения является скол, квазискол или межзеренное хрупкое разрушение; при плоском напряженном состоянии (ПН) – доминирует ямочное разрушение; в переходной области от ПД к ПН – смешанный механизм разрушения.

Сопоставление критерия h_{max}/t с известным критерием механики разрушения $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \ge 2,5$ (рис. 3), используемым для оценки условий реализации плоской деформации при испытании образцов на статическую трещиностойкость K_{1C} [3], показывает, что критерий реализации ПД $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \ge 2,5$ (на рис. 3 отмечен пунктирной линией) является менее жестким, чем предложенный критерий $h_{\text{max}}/t < 10^{-2}$ и соответствует средней части переходной области от ПД к ПН.



Рис. 3. Связь критериев h_{max}/t и $t/(K_{1c}(K_c)/\sigma_{0,2})^2$ для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) при испытании на статическую трещиностойкость. 1 – сталь 20; 2 – сталь 40; 3 – 15Х2МФА; 4 – сталь 15; 5 – Д16; 6 – 03Х1ЗАГ19

Таким образом, критерий локального напряженного состояния материала h_{max}/t , основанный на анализе глубины пластических зон под поверхностью изломов, даёт возможность уточнить известный критерий механики разрушения. Из рисунка 3 можно сделать вывод, что для определения условий плоской деформации необходимо учитывать тип кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условие ПД можно записать в виде $t/(K_{1C}/\sigma_{T})^2 \ge 5,0$, а для материалов с ГЦК решеткой – в виде $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \ge 10$. Именно в этих случаях на поверхности изломов отсутствует ямочный микрорельеф; под поверхностью изломов образуется только одна пластическая зона, а отношение h_{max}/t становится меньшим 10^{-2} .

- Клевцов Г. В., Ботвина Л. Р. Макро- и микрозона пластической деформации как критерий предельного состояния материала при разрушении // Проблемы прочности, 1984.- № 4.- С. 24-28.
- 2. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. - М.: МИСиС, 2007. - 264 с.
- 3. Браун У., Сроули Дж. Испытание высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. М.: Мир, 1972.- 246 с.

ВРЕМЯ ДО ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ, НАНЕСЕННЫМ ПРИ ТЕМПЕРТУРЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Клевцова Н.А.¹, Ильичев Л.Л.¹, Фесенюк М.В.¹, Кашапов М.И.¹, Фролова О.А.¹, Клевцов Г.В.²

¹⁾Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия, <u>inshtet@mail.ru</u> ²⁾Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u>

Известно, что общая долговечность образцов или изделий определяется временем до зарождения усталостной трещины и временем ее распространения: $N = N_3 + N_p$. Одним из эффективных способов увеличения времени до зарождения усталостной трещины является нанесение на поверхность образцов или изделий упрочняющих покрытий.

В настоящей работе исследовали влияние температуры нанесения ионноплазменного покрытия из TiN на время до зарождения усталостной трещины в образцах из стали У8. Покрытие наносили при температуре эвтектоидного превращения стали (727 [°]C), а также, для исключения чисто температурного фактора, при температурах: 717 [°]C (727 – 10 [°]C) и 737 [°]C (727 + 10 [°]C).

Результаты исследования представлены в таблице 1. Принимая во внимание неидентичность образцов в данном эксперименте, оценивали не количество циклов до зарождения трещины, а отношение количества циклов до зарождения трещины к количеству циклов до полного разрушения образцов в процентах. Количество циклов до зарождения усталостной трещины определяли методом акустической эмиссии.

Таблица	1.	Зависимость	относител	ьного	значения	$N_{\rm oth}$	$= N_3/N,$	%и	среднего	3На	ачения
\overline{N} _{oth} ,%	от	температуры	нанесения	ионно	о-плазмени	ЮГО	покрытия	а при	усталост	гном	разру-
шении об	раз	цов из стали У	V8								

<i>Т</i> _{исп.} , ⁰ С	$N_{ m oth}$, %	${\overline N}$ _{oth} , %
727	1,87; 1,15; 0,87	1,30
717	0,40; 0,55; 0,60	0,52
737	0,40; 0,17; 0,20	0,26

Из таблицы видно, что наибольшее время до зарождения усталостной трещины имеет место при температуре нанесения ионно-плазменного покрытия 727 ⁰C. Это можно объяснить тем, что при температуре 727 ⁰C сталь находится в состоянии перестройки ОЦК↔ГЦК решетки, а, следовательно, учитывая эффект «залечивания» дефектов, наблюдаемый на поверхности образцов при температуре фазового перехода, сокращается количество поверхностных дефектов, на которых могут зародиться усталостные трещины. Кроме того, из-за нестабильности кристаллической решетки происходит более полное физико-химическое взаимодействие ионов плазменного потока с атомами подложки и образуется больше активных центров для последующей конденсации покрытия и, как следствие, повышается адгезионная прочность покрытия.

Известно, что эффект от нанесения покрытия зависит не только от свойств самого покрытия, но и от адгезионной прочности покрытия. Поэтому в настоящей работе исследовали влияние температуры нанесения ионно-плазменного покрытия (TiN) на размер переходной зоны между покрытием и подложкой образца.

Из приведенного рисунка 1 и таблицы 2 видно, что наибольшая толщина переходной области наблюдается при нанесении ионно-плазменного покрытия при температуре 727⁰C. Это обусловлено более интенсивной диффузией ионов плазменного потока в материал подложки.



Рис. 1. Переходная область: покрытие (TiN)–подложка (У8). Температура нанесения покрытия: *a* – 727°С; *б* – 717 °С; *в* – 737 °С

Таблица 2. Зависимость толщины переходной области ионно-плазменного покрытия (TiN) от температуры нанесения

Температура нанесения покрытия, ⁰ С	727	717	737
Толщина переходной области, мкм	1,8	0,8	0,8

Исходя из вышеизложенного, можно предположить, что увеличение времени до зарождения усталостной трещины при нанесении покрытия при температуре 727 °C вызвано также большей толщиной переходной зоны. Однако при температурах 717 и 737 °C толщины этой зоны практически одинаковы, а значение $N_{\text{отн}}$ при 717 °C в два раза выше. Возможно, что ГЦК \rightarrow ОЦК перестройка решетки, имеющая место при охлаждении образцов от температуры 737°C после формирования покрытия, приводит к снижению адгезионной прочности покрытия по сравнению с образцами, в которых такой перестройки не происходит.

Можно предположить, что повышение количества циклов нагружения до появления усталостной трещины ($N_{\text{отн}}$) при нанесении ионно-плазменного покрытия при температуре фазового перехода в материале подложки (727 ⁰C) вызвано совместным влиянием нескольких факторов:

- нестабильностью кристаллической решетки, обусловливающей более полное физико-химическое взаимодействие ионов плазменного потока с атомами подложки и большее количество активных центров для последующей конденсации покрытия;
- уменьшением количества поверхностных дефектов вследствие эффекта «залечивания»;
- большей толщиной переходной зоны между покрытием и подложкой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментального исследования (проект № 11-08-00208 а).

СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК4-1

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Исламгалиев Р.К.², Мерсон Е.Д.¹, Линдеров М.Л.¹, Пигалева И.Н.¹, Хафизова Э.Д.², Прудий Ю.А.¹

¹⁾Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u>

²⁾Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>RZValiev@mail.rb.ru</u>

Целью настоящей работы является определение статической трещиностойкости термически упрочняемого алюминиевого сплава с субмикрокристаллической структурой, полученной путем равноканального углового прессования (РКУП).

Материал и методики исследования. В качестве исследуемого материала был использован алюминиевый сплав АК4-1. Данныйсплав исследовали в двух состояниях: после РКУП в наноструктурированном состоянии и после стандартной обработки Т6 (закалка + старение).

РКУП проводили при температуре 160 °С, 6 проходов (угол $\phi = 90^{\circ}$) [1]. Средний размер зерна после вышеуказанной обработки (РКУП) составил 300 нм.

Стандартная обработка (Тб) включала нагрев до температуры 530°С, выдержку при этой температуре в течение одного часа, закалку в воде, старение при температуре 190°С в течение 7 часов, охлаждение на воздухе.Средний размер зерна составлял 40 мкм.

Определение стандартных характеристик и статической трещиностойкости исследуемого материала проводили в среде жидкого азота (T= -196 0 C) с помощью специально разработанных дюаров. Статическое растяжение круглых образцах диаметром 5 мм проводили на универсальной испытательной машине H50KT. Испытание на статическую трещиностойкость образцов на внецентренное растяжение с размером боковой части 32 мм и толщиной 12,0 и 12,5 мм проводили согласно ГОСТ 25.506-85 на установке Instron 8802.

Результаты исследования. В таблице 1 представлены механические свойства сплава АК4-1, полученные при температуре жидкого азота.

usoiu			
Состояние	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
Ποςπе ΡΚΥΠ	533	489	7

399

13

503

T6

Таблица 1. Механические свойства сплава АК4-1, определенные при температуре жидкого азота

Анализ диаграмм «нагрузка–смещение», полученных при испытании образцов на статическую трещиностойкость, показал (рис. 1), что данные диаграммы соответствуют типу I по ГОСТ 25.506-85. Значения статической трещиностойкости сплава представлены в таблице 2. Видно, что трещиностойкость сплава АК4-1 после РКУП несколько ниже, чем после стандартной обработки Т6 (закалка + старение).

Анализ критериев реализации условий плоской деформации (ПД) в образцах при испытании их на статическую трещиностойкость показал (табл. 3), что, независимо от состояния сплава, критерий $t/(K_Q/\sigma_{0,2})^2$ не удовлетворяет условию ПД. Однако, критерий $P_{\rm max}/P_Q$ условию ПД удовлетворяет, а величина утяжки образцов (δ) удовлетворяет условию ПД только в случае состояния Т6 [2, 3]. По-видимому, требуются дополнительные исследования с анализом количества и глубины пластических зон под поверхностью изломов [3] для корректной оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины в момент разрушения.



Рис. 1. Характерный вид диаграмм «нагрузка–смещение», полученных при растяжении образцов из сплава АК4-1 после РКУП (*a*) и в состоянии Т6 (б)

Таблица 2. Толщина образцов и статическая трещиностойкость (*K*_Q) сплава АК4-1

Таблица 3. Критерии реализации условий плоской деформации в образцах из сплава АК4-1

Стояние	<i>t</i> , MM	<i>К</i> _Q , МПа√м		Стояние	$t/(K_{\rm Q}/\sigma_{0,2})^2$	δ, %	$P_{\rm max}/P_{\rm Q}$
	12.0	01		После	0,50	3,3	1,0
После РКУП	12,0	01		РКУП	0,44	1,7	1,0
TA	12.5	07		Тζ	0,44	0,8	1,0
10	12,5	8/		10	0,36	0,8	1,0

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-08-00208) и ФЦП (госконтракт № 14.513.11.0041).

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М: ИКЦ«Академкнига», 2007.- 398 с.
- 2. Браун У., Сроули Дж. Испытание высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации.- М.: Мир, 1972.- 246 с.
- 3. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС.- 2007.- 264 с.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ВЫДЕЛЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10 ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ганеев А.В.¹⁾, Караваева М.В.¹⁾, Мурашкин М.Ю.¹⁾, Валиев Р.З.^{1,2)}

¹⁾Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, ²⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия, artur ganeev@mail.ru

В настоящее время проводятся многочисленные исследования металлов и сплавов с размером зерна в нанометрическом диапазоне, так как они демонстрируют уникальный уровень физико-механических свойств [1]. Так в недавних работах было обнаружено, что ряд материалов в наноструктурном состоянии демонстрируют очень высокий уровень прочности, заметно отличающийся от прочности, прогнозируемой для данных материалов согласно соотношению Холла-Пэтча [2]. Было показано, что такое отклонение может быть связано не только с уменьшением размера зерна в процессе деформации, но и с образованием зернограничных сегрегаций и наноразмерных выделений вторых фаз [3].

Одним и методов получения объемных наноструктурных материалов является интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК), так как данный метод обработки позволяет максимально измельчить структуру металлов и сплавов [1,4].

В данной работе были исследованы образцы стали 10, подвергнутые ИПДК при различных температурах.

Для анализа структурных изменений в материале исследования, инициированных ИПДК, помимо классических методов электронной микроскопии, были использованы новые методы структурного анализа, такие как ориентационная микроскопия методом прецизионной идентификации дифракции и трехмерная атомная томография, являющаяся развитием полевой ионной микроскопией.

Данными методами в работе были установлены особенности микроструктуры: такие как размер зерен, распределение кристаллографических разориентировок границ зерен. Проведен качественный анализ сегрегаций углерода в теле и по границам зерен. Кроме того обнаружены зернограничные выделения нанокарбидов размером 4-7 нм. Определено влияние темепературы деформации на состав и кинетику выделений этих частиц.

По результатам анализа особенностей микрострукры было сделано предположение о вкладе различных механизмов упрочнения на механические свойства низкоуглеродистой стали 10.

- Валиев Р.З. Александров И.В.// Объемные наноструктурные металлические материалы / М: ИКЦ Академкнига, 2007
- 2. R.Z.Valiev, N.A.Enikeev, T.G.Langdon. //. Kovove Mater. 49, 2011, pp.1-9. 14.
- 3. Y.J. Li et.all. //Acta Materialia 59 (2011) p. 3965
- 4. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Prog Mater. 53Sci.-(2008). p.893

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ

Полехина Н.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1, 2}, Тюменцев А.Н.^{1, 2}, Астафурова Е.Г.¹, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия ²Томский государственный университет, Томск, Россия ³ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», Москва, Россия Nadejda89tsk@yandex.ru

В настоящей работе проведено электронно-микроскопическое исследование особенностей гетерофазной и дефектной субструктуры малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe–12Cr–2W–V–Ta–B) после традиционного режима термообработки (TTO, закалка на воздух от T = 1100°C, 1 ч. + 720°C, 3 ч.) и последующих длительных (13500 ч.) отжигов при T = 450°C и 620°C, соответственно. Исследование микроструктуры состаренной стали представляет интерес для выяснения ее термической стабильности в интервале предполагаемых рабочих температур внутри активной зоны реактора.

Основными неметаллическими фазами в стали ЭК-181 являются карбиды цементитного типа M_3C , карбиды $M_{23}C_6$ и ГЦК-карбонитриды на основе ванадия V(CN). В [1] показано, что важной особенностью ее гетерофазной структуры после традиционной термической обработки является высокая плотность наночастиц V(CN) размерами не более 10 нм. Карбиды $M_{23}C_6$ после такой обработки представляют собой неравноосные частицы размерами до 110 нм. Другой важной отличительной особенностью образцов стали ЭК-181 после ТТО является формирование внутри фрагментов мартенсита субструктуры с непрерывными разориентировками.

После отжига при T = 450°C обнаружено структурное состояние, представляющее собой смесь отпущенного мартенсита (рис. 1 *a*) и феррита (рис. 1 *б*). В ферритномартенситной структуре наблюдается высокая плотность дислокаций, закрепленных наноразмерными частицами V(CN) (рис. 1 *б*). Характеристики гетерофазной структуры (плотности и размеры частиц V(CN) и M₂₃C₆) в процессе отжига меняются незначительно. Процессы коагуляции наночастиц карбонитрида ванадия, несмотря на длительные времена отжига, выражены достаточно слабо. Так что размеры этих частиц (рис. 1 *б*) имеют тот же порядок (\approx 10 нм), что и в исходном (до отжига) состоянии.



Рис. 1. Микроструктура стали ЭК-181 после термообработки по традиционному режиму и последующего отжига при 450°С (13500 ч.): *а* – отпущенный мартенсит; *б* – дислокационная структура, закрепленная наночастицами V(CN) в зерне феррита

Таким образом, изменение структурно-фазового состояния стали в процессе длительных отжигов при T = 450°C связано, в основном, с отпуском мартенсита и образованием зерен феррита.

В процессе длительного отжига при $T = 620^{\circ}$ С обнаружены более интенсивные, по сравнению с $T = 450^{\circ}$ С, процессы отпуска мартенсита: увеличиваются объемная доля и размеры ферритных зерен (рис. 2 *a*) с соответствующим уменьшением количества отпущенного мартенсита. В зернах феррита в 2–3 раза снижается плотность дислокаций. Следствием процессов коагуляции является уменьшение плотности и увеличение размеров наночастиц карбонитридной фазы. Тем не менее, как видно из рис. 2, и в зернах феррита, и в ламелях отпущенного мартенсита сохраняется достаточно высокая ($\rho \approx (2-5) \times 10^{10}$ см⁻²) плотность дислокаций, закрепленных наночастицами V(CN) размерами до ≈ 20 нм.



Рис. 2. Микроструктура стали ЭК-181 после термообработки по традиционному режиму и последующего отжига при 620°С (13500 ч.): *а* – зерно феррита; *б* – дислокации, декорированные наночастицами V(CN) внутри ламели отпущенного мартенсита

Кроме того при температуре отпуска 620° С увеличиваются размеры и плотность частиц $M_{23}C_6$. Они обнаруживаются как на границах, так и внутри кристаллов феррита и пакетного мартенсита в виде стержнеобразных (вытянутых вдоль границ) или равноосных выделений размерами несколько десятых долей микрона.

Как видно из вышеизложенного, наноразмерные частицы карбонитрида ванадия V(CN), выделившиеся в процессе традиционного режима термической обработки, обладают достаточно высокой термической стабильностью. По нашему мнению, именно эти частицы, закрепляя элементы дефектной суб-структуры, приводят к сохранению структурных состояний с достаточно высокой плотностью дефектов в процессе длительных отжигов при $T = (450-620)^{\circ}$ С.

Так как структура стали, формируемая в результате традиционной термической обработки, сохраняется качественно неизменной в течение 13500 ч. при $T = (450-620)^{\circ}$ С, следовательно сталь ЭК-181 после такой обработки способна выдерживать рабочие температуры вплоть до $T = 620^{\circ}$ С внутри активной зоны реактора.

Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашения №14.132.21.1597, № 8762 и гранта РФФИ № 12-03-00488-а.

1. Особенности микроструктуры феррито-мартенситной (12 % Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам / Тюменцев А.Н. [и др.] // Журнал технической физики – 2012. – №12-2. – С. 52–58.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Al-Mg-Sc СПЛАВА ПО ДАННЫМ ИЗМЕНЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ УПРОЧНЕНИЯ

Смирнова М.А., Барахтин Б.К.

С.-Пб ГМТУ, С.-Петербург, Россия, bbarakhtin@mail.ru

Возможным решением проблемы «структура – термомеханическая обработка (TMO) – свойства» является анализ данных о поведении материала, получаемых в режиме реального времени. Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ – объективная характеристика материала в условиях деформации, которая является адекватным откликом на оказываемое механическое воздействие и может быть зарегистрирована в режиме реального времени. В связи с расширением сфер применения Al–Mg сплавов (судостроение, цистерны для перевозки сжиженных углеводородов и др.), актуальны исследования по совершенствованию технологий обработки слитков методами горячей пластической деформации, которая при выборе рационального режима прессования позволяет получить в металле однородное мелкозернистое строение.

Целью работы является анализ температурно-скоростных зависимостей коэффициентов упрочнения, полученных в опытах с горячей пластической деформацией Al–Mg–Sc сплава, имитирующих операции TMO.

Методика выполнения работы

Для экспериментов, имитирующих операции ТМО с пластическим сжатием в интервале температур 200÷440°С $(0,3-0,7)T_{пл}$ и скоростей деформации от 10⁻³ до 10 с⁻¹ выбран дисперсионно-твердеющий сплав системы Al–Mg–Sc типа 1575-1 (таблица).

Содержание химических элементов, вес.%									
Al	Mg	Mn	Zn	Si	Fe	Cr	Zr	Ti	Sc
основа	6	0,6	0,8	0,2	0,3	0,18	0,12	0,04	0,16

Таблица. Химический состав исследованного сплава

Эксперименты выполнены с помощью высокотемпературного дилатометра DIL 805, конструкция которого обеспечивала сжатие цилиндрических проб диаметром 5 и высотой 10 мм до величины $\varepsilon = 0,3$ с записью диаграмм $\sigma(\varepsilon)$ в режиме реального времени (рис.1).



Рис.1. Примеры диаграмм σ(ε) в «истинных» координатах для образцов сплава 1575-1 при сжатии с разными скоростями при температурах 200⁰С (*a*), 350⁰С (*б*) и 440⁰С (*в*)

Вид кривых говорил о том, что при вариации условий горячего сжатия образцов в структуре сплава происходили изменения, описываемые по степенному закону упрочнения. В каждом опыте после перестроения зависимостей σ(ε) в логарифмических координатах $\log \sigma$ величина коэффициента упрочнения *n* определялась по углу наклона кривых для $0.3 > \varepsilon > 0.02$ с помощью выражения: $n = \Delta \log \epsilon / \Delta \log \sigma$. Величина и знак *п* менялись в зависимости от режимов сжатия. Положительные значения n отвечали упрочнению, а отрицательные – разупрочнению. Вид кривых n = $F(\lg \xi, T)$ удовлетворительно аппроксимировался полиномом $n = ax^2 + bx + c$, где $x \equiv$ lgé. Найденные аппроксимации показали, что в диапазонах скоростей (10–10⁻³ c⁻¹) и температур (200–440°С) пластической деформации интенсивность упрочнения изменяется нелинейно, и каждое слагаемое полинома вносит определенный вклад в величину коэффициента упрочнения. Например, слагаемое «с», которое по знаку характеризует упрочнение, с повышением температуры непрерывно снижается и не зависит от скорости пластической деформации. Указанная температурная особенность свидетельствует о возрастании эффекта разупрочнения с ростом температуры. Слагаемое « $bx \equiv b(\lg \acute{e})$ » при всех температурах по знаку характеризует упрочнение при сжатии с максимальными скоростями (10 с⁻¹) или разупрочнение при уменьшении скорости деформации до 10^{-3} с⁻¹. Слагаемое полинома в виде « $ax^2 \equiv a(\lg \epsilon)^2$ » при всех температурах деформации характеризует упрочнение.



Рис.2 Температурные зависимости постоянных «*a*», «*b*» и «*c*» в полиноме $n = F(\lg \varepsilon, T)$ (*a*) и температурно-скоростные зависимости σ на уровне $\varepsilon = 0,3$ с траекторией динамического равновесия процессов упрочнения и разупрочнения (δ).

Анализ изменения постоянных «*a*», «*b*» и «*c*» (рис.2*a*) показал, что температурные вклады (*c*) компенсируются температурно-скоростными вкладами (*a* и *b*), причем значения «*a*» и «*b*» характеризуются экстремумами в интервале температур 350–400 °С.

На основании проведенных металлографических исследований и опубликованных данных [1] сделано заключение, что вклады слагаемых $b(\lg \epsilon) u a(\lg \epsilon)^2$ обусловлены морфологией наноразмерных дисперсоидов Al₃Sc и Al₃(Sc_{1-x}Zr_x), а эффекты упрочнения и разупрочнения определяются взаимодействием дислокаций с этими частицами.

Выводы:

1. В условиях горячей пластической деформации в Al-Mg-Sc сплаве типа 1575-1 одновременно развиваются процессы упрочнения и разупрочнения, для которых структурно-механические особенности можно обнаружить при анализе изменений коэффициентов упрочнения в экспериментах, имитирующих TMO реального производства. 2. При больших скоростях и низких температурах утрата стабильности наноразмерными дисперсоидами активизирует процессы динамической рекристаллизации. При малых скоростях и высоких температурах ослабление границ сопровождается началом рекристаллизационных процессов.

3. При TMO Al–Mg–Sc сплава типа 1575-1 однородно упрочненная структура может быть достигнута при сжатии с параметрами, которые принадлежат прямой (рис.2 δ), соединяющей точку $\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$ (при T = 200 °C) с точкой $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ c}^{-1}$ (при T = 440 °C).

Работа выполнена на оборудовании Центра Коллективного Пользования ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

Список литературы

1. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010.- 511 с.

ВИЗУАЛЬНЫЕ ОБРАЗЫ УЧЕБНОГО КУРСА МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

*Михайлов С.Б., **Михайлова Н.А.

*Уральский Федеральный Университет, **Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, Г.Екатеринбург, Россия, msb.immt@gmail.com

Доклад содержит примеры визуальных образов, сформированных в процессе чтения курсов «Материаловедение», «Механические и физические свойства металлов», «Машиностроительные материалы». Эти образы являются дополнением к обширному комплексу рисунков, содержащихся в многочисленных учебниках по данным курсам. Основные идеи формирования этих образов отражены в ряде докладов предшествующих конференций [1,2,3,4]. Располагаются образы в соответствии с нижеприведёнными блоками, являющимися базовой основой для перечисленных читаемых лекционных курсов.

1. Ключевые слова, основные положения и взаимосвязи между ними.

⇒ Свойства, как основная информация по практическому использованию материалов в виде характеристики откликов материалов на внешнее воздействие.

⇒ Служебные, технологические и стандартные воздействия на машиностроительные детали.

⇒ Алгоритм понятия «материал» применительно к одно- (А), двух- (А-В) и много- (А-В-С...) компонентным составам с учётом практики использования материалов в разупрочненном и упрочнённом состояниях.

2. Структура материала и закономерности её формирования для конкретных составов и температур.

 \Rightarrow Идеальный и реальный кристаллы иерархия элементов структуры однокомпонентных составов.

⇒ Структура сплавов в виде композиционных сочетания матричных твердых растворов [ABC..] с дисперсными включениями кристаллов химических соединений [(AC..)_nB_m].

⇒ Диаграммы и схемы фазового состояния структуры сплавов различного состава для вариантов нагрева и охлаждения.

 \Rightarrow

3. Стандартные свойства материала, как параметры, характеризующие состояние его структуры.

⇒ Модельное описание, включающие модели структуры, воздействия, отклика структуры на воздействие и самого свойства.

⇒ Экспериментальное описание (числовое), включая прибор, моделирующий воздействие, методические вопросы, обработку и применение полученной информации с использованием графических, аналитических и фактологических форм.

⇒ Реализация стандартных свойств относительно специфики выявления механических и физических свойств.

⇒ Разупрочнение и оптимальное упрочнение (сочетание предела текучести с трещиностойкостью) – основные задачи машиностроительного материаловедения.

4. «Парадигма структуры» материала по сечению детали для обеспечения её максимального уровня технологических и служебных свойств.

⇒ Воздействие и его разрушающие последствия на реальную деталь.

⇒ Компенсирующее влияние «парадигмы структуры», реализуемое на различных структурных уровнях.

5. Технологии формирования «парадигмы структуры» материала в конкретном изделии.

⇒ Гомогенизирующие механотермические обработки литых структур сплавов.

⇒ Нагревы в однофазные области с целью равномерного распределения легирующих элементов.

⇒ Закалка, как способ фиксации однородного распределения легирующих элементов в метастабильных структурных состояниях при комнатной температуре.

⇒ Отогревы метастабильных структур в виде отжигов, отпуска, старения.

 \Rightarrow XTO.

6. Контроль правильности реализации технологий при изготовлении и эксплуатации деталей на основе информации о структуре, получаемой из анализа стандартных свойств материала.

7. Машиностроительные материалы (карточка материала).

- Воздействие на конкретную деталь.
- Составы и маркировки групп материалов при изготовлении детали.
- Структура и процессы её формирования.
- Стандартные свойства.
- «Парадигмы структур» в детали.
- Технология изготовления детали с учётом «парадигмы структур» и мониторинг качества.

- 1. Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. Материаловедение вариант первого уровня системного образа «свойства материалов» - <u>http://zaochno.forum24.ru/?0-16</u>
- 2. «Физическое материаловедение» Сборник трудов 1V Международной школы. Тольятти : ТГУ, 2009, - 98-101 стр. -101-104 стр.
- З. «Актуальные проблемы прочности», Сборник трудов XLV111 Международной конференции, посвященной памяти М.А.Криштала. Тольятти: ТГУ, 2009, 199-201 стр., 202-204 стр.
- 4. «Физическое материаловедение» Сборник трудов V Международной школы. Тольятти: ТГУ, 2011, -183-184 стр. – 185-186 стр.

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ ОПТИ-МАЛЬНУЮ ТЕРМИЧЕСКУЮ ОБРАБОТКУ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., *Веселов И.Н., *Пышминцев И.Ю., *Михайлова Н.А.

Уральский Федеральный Университет, *Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности, **Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, г.Екатеринбург, Россия, msb.immt@gmail.com

Практическое применение среднеуглеродистых малолегированных доэвтектоидных сталей при производстве высокопрочных труб, работающих в условиях интенсивного сероводородного коррозионного воздействия, позволило сформулировать базовые критерии, обеспечивающие повышенную работоспособность таких труб. К этим критериям можно отнести требование получения максимально возможной однородности структуры труб за счет предварительного деформирования и финишной термической обработки, включающей полную аустенитизацию, далее закалку на мартенситную структуру и проведение последующего максимально высокотемпературного отпуска на фоне рационального легирования стали молибденом, ванадием, бором [1].

С целью выявления закономерностей формирования структуры при выполнении отмеченных критериев на дифференциальном дилатометре Шевенара были проведены дилатометрические измерения на образцах стали типа 26ХМФ при нагревах и охлаждениях, имитирующих отмеченную выше оптимальную финишную термообработку предварительно полученных перлитных, бейнитных и мартенситных структур [2].

Для более детального выявления фазовых и структурных превращений, протекавших в изучаемых образцах, проводилась обработка полученных дифференциальных дилатограмм для получения кривых изменения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР). В результате, по максимумам на кривых ТКЛР были выявлены температурные интервалы протекания альфа—гамма—альфа фазовых превращений, а также процессы выделения, коэлисценции и растворения карбидов в образцах исследованной стали.

Поскольку выявленные температурные интервалы однозначно являются маркерами полноты протекания необходимых фазовых и структурных превращений в подобных сталях, то высказано предположение, что их можно использовать в процессе назначения оптимальных термических обработок для подобных сталей, но с несколько иным легированием.

На основе этого рекомендовано, при соответствующем методическом обеспечении, использовать результаты дилатометрических измерений для корректировки режимов термической обработки, как новых сталей, так и конкретно каждой отдельно взятой плавки имеющейся в работе стали.

Примечательно, что в процессе охлаждения после высокотемпературного отпуска не удалось обнаружить эффектов выделения карбидов в образцах предварительно закалённых на мартенсит по отношению к образцам, в структуре которых перед высокотемпературным отпуском имелись элементы перлитной, либо бейнитной структуры [3].

Рассмотрена модель возможного процесса формирования структуры, приводящего к отсутствию выделения карбидных фаз при охлаждении после высокотемпературного отпуска предварительно закалённых на мартенсит структур исследованной стали. Сделано предположение, что получаемая в этом случае структура является наиболее благоприятной при формировании повышенного уровня коррозионной стойкости стали в условиях сероводородного воздействия.

Наиболее вероятно, что в случае высокотемпературного отпуска мартенситных структур хромомолибденованадиевых сталей формируются однотипные по размерам дисперсные специальные карбиды, обеспечивая интенсивное рафинирование ферритной матрицы по углероду. Аналогично мартенситостареющим сталям, множество дисперсных частиц вторичного твердения обеспечивает повышенные прочностные свойства, а безуглеродистая ферритная матрица, способствует формированию повышенной трещиностойкости структуры стали в условиях интенсивного наводороживания.

При наличии крупных частиц бейнитных, либо перлитных элементов структуры перед высокотемпературным отпуском выравнивания по размерам частиц в процессе реального времени отпуска окончательно не должно происходить. В этих условиях при охлаждении после высокотемпературного отпуска должно происходить перераспределение атомов углерода между карбидами различных размеров по своеобразным «жгутам» повышенной концентрации углерода вдоль дислокаций. Наличие подобных «жгутов» должно приводить к снижению трещиностойкости относительно высокоотпущенных мартенситных состояний структуры стали.

Таким образом, расшифровка проведённых дилатометрических измерений в процессе моделирования финишной термической обработки доэвтектоидных сталей трубного сортамента позволяет получить информацию о фазовых и структурных превращениях и этих сталях. Высказано предположение, что при соответствующем методическом обеспечении, на основе этой информации можно проводить корректировку финишных режимов термической обработки, как новых подобных сталей, так и каждой конкретной плавки. При этом, открывается возможность экспрессно осуществлять выход на более коррозионностойкие состояния производимых труб.

- 1. Софрыгина О.А, Повышение технологических и эксплуатационных свойств трубных сталей за счёт рационального легирования и микролегирования. Автореферат диссертации к.т.н. Екатеринбург, УрФУ, 2012 24 с. Научный руководитель: Пышминцев И.Ю.
- Использование результатов дилатометрического анализа для корректировки режимов термической обработки трубных сталей. Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Михайлова Н.А. - Труды XIX Международной научно-технической конференции «Трубы-2011». 27 – 28 сентября 2011, г. Челябинск, ОАО «РосНИТИ», часть II, 2012, с. 39 – 41.
- Дилатометрические эффекты при моделировании высокотемпературного отпуска трубных сталей. Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Михайлова Н.А. – Труды XX юбилейной научно-технической конференции «Трубы -2012» 25-26 сентября 2012 г. Сочи – Челябинск, ОАО «РосНИТИ», часть 11, 2013, с. 118 – 119.

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ КРИВОЙ ТКЛР НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

Михайлов С.Б., Цветкова К.Ю., Кудряшова О.В., Стариков А.Ф., Гервасьев М.А., *Михайлова Н.А.

Уральский Федеральный Университет, *Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, Г.Екатеринбург, Россия, msb.immt@gmail.com

В рамках проведения систематических исследований по влиянию комплексного легирования (до 2% хрома, никеля, молибдена, кремния, алюминия) на процессы фазовых превращений при нагреве (классическая аустенитизация) и последующем охлаждении (включая изотермы) доэвтектоидных среднеуглеродистых сталей (порядка 0,35% углерода) проведены измерения температурного расположения интервалов альфа \leftrightarrow гамма превращений.

В качестве методики выявления превращений были использованы дифференциальные измерения теплового расширения стандартных образцов (диаметр 4 мм, длина 50 мм) на дилатометре Шевенара в температурном диапазоне от комнатной до 900оС с различными скоростями изменения температуры.

При расшифровке полученных дилатограмм столкнулись с классической проблемой по идентификации температур начала и конца, регистрируемых альфа ↔ гамма превращений. При этом использовалось проведение касательных к линиям дилатограмм в интервале их перегибов, отображающих начало, либо конец превращения.

С целью однозначного определения искомых температур была проведена оцифровка полученных дилатограмм и расчёт истинных значений изменений температурного коэффициента теплового расширения использованных образцов (ТКЛР). В этом случае, наклонная кривая дилатограммы прямых измерений преобразуется в горизонталь с серией совмещённых максимумов, концентрирующихся в температурных диапазонах предполагаемых фазовых превращений.

При этом для каждого диапазона можно выделить основной максимум ТКЛР с набором дополнительных сателитных максимумов. Из предположения, что основной максимум отражает протекание искомого превращения, можно считать, что дополнительные, являются следствием перераспределения легирующих элементов в процессе выделения, либо растворения карбидных фаз (соответственно низкотемпературная и высокотемпературная ветви основного максимума).

Высказано предположение, что наличие дополнительных сателитных процессов является фактором, затрудняющим однозначную интерпретацию начало и конца основного превращения при использовании методики касательных к кривым измеряемых дифференциальных и прямых дилатограмм.

При отработке процесса моделирования всей кривой основного максимума ТКЛР по его центральной части окажется возможным более точная интерпретация температурных диапазонов базовых альфа ↔ гамма превращении на основе методики анализа максимумов на кривых истинных значений ТКЛР исследуемых материалов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕГО НАНОСТРУКТУРНОГО ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНОВОЙ ПОДЛОЖКЕ

Аникеева Г.М., Смолин А.Ю.

НИ Томский государственный университет Институт физики прочности и материаловедения СО РАН anikeeva@ispms.ru

Эффективным способом повышения функциональных свойств материалов является нанесение на их поверхность специальных покрытий. Например, для медицинских имплантатов используются многокомпонентные биоактивные наноструктурные покрытия (МБНП) на основе тугоплавких соединений TiC, (Ti,Ta)(C,N) с добавлением специальных элементов (Ca, Zr, Si, O, P), которые улучшают как трибологические, так и биоактивные свойства поверхности [1–3]. Основным компонентом таких покрытий является карбид титана. Из-за наличия в их составе соединений кальция и фосфора они обладают уникальными механическими свойствами, такими как высокая твёрдость и маленькие модули. Основным преимуществом таких покрытия являются малые упругие модули, которые улучшают биомеханическую совместимость покрытий с костными тканями, что обеспечивает их пригодность для имплантологии. Поскольку основным металлом, используемым для изготовления имплантатов, является титан, то исследование физико-механических характеристик биосовместимых покрытий на титановой подложке является актуальной задачей.

Следует отметить, что эти покрытия имеют наноструктурное состояние и малую толщину. Так как подобные материалы появились совсем недавно, в последнее время начали активно разрабатываться способы их исследования. Основная сложность исследования физико-механических характеристик тонких покрытий заключается в том, что они существуют только в паре системы «покрытие-подложка». Прежде всего, интерес вызывают такие характеристики поверхности материала и покрытия как твердость, модуль упругости, адгезия. Такие характеристики исследуются с помощью таких методов как наноиндентирование, склерометрия.

Следует отметить, что, как правило, толщина наноструктурных покрытий очень маленькая, вследствие чего возникают проблемы, связанные с сильным влиянием материала подложки и технической ограниченностью натурного эксперимента. Поэтому в настоящее время для более полного понимания результатов таких экспериментов, чрезвычайно востребовано изучение соответствующих процессов средствами численного моделирования. При моделировании процессов, протекающих на микро- и наномасштабах, целесообразно использовать дискретные методы.

Одним из новых способов моделирования является метод подвижных клеточных автоматов. В данной работе представлены результаты моделирования MCA [4] механического поведения наноструктурного покрытия при различных нагрузках.

На основе трёхмерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов. В рамках данной работы исследовались физико-механические характеристики упрочняющих покрытий на титановой подложке. Для исследования данного вопроса была создана модель, нагруженная индентором Берковича для изучения методом компьютерного моделирования. Моделирование производилось с соблюдением аспектов натурного эксперимента (размеры образца, прикладываемая сила). Результаты моделирования дали хорошее количественное и качественное совпадение с экспериментальными данными. Значительный интерес представляет изучение методом наноиндентирования механических свойств тонких покрытий и плёнок. Анализ литературы по экспериментальным данным, а также результатов проведённых расчётов позволяет сделать вывод, что для адекватной оценки физико-механических характеристик упрочняющих покрытий по методу Оливера-Фарра, необходимо чтобы они обладали одинаковыми упругими свойствами с подложкой. Возможности компьютерного моделирования позволяют достаточно точно решать задачи по индентированию систем покрытие-подложка при различных соотношениях свойств покрытия и подложки. При этом совместное использование моделирования и эксперимента может лечь в основу новых методик, взамен метода Оливера-Фарра, которые позволят корректно измерять свойства плёнок и покрытий. Кроме того, станет возможным прогнозировать с помощью компьютерного моделирования свойства гетерогенных материалов без проведения натурного эксперимента.

Результаты моделирование процесса склерометрии покрытия на пластичной подложке, адекватно описывают процессы деформирования и разрушения покрытия, а так же по средствам такого моделирования можно определить такой важный трибологический параметр системы «покрытие-подложка» как коэффициент трения. Данные полученные в результате моделирования процесса склерометрии наноструктурного покрытия на титановой подложке имеют хорошее качественное и количественное соответствие с данными натурного эксперимента.

Таким образом, моделирование методом подвижных клеточных автоматов представляется перспективным для исследования физико-механических характеристик материала средствами наноиндентирования, склерометрией. В первую очередь это связано с возможностью данного метода моделировать разрушение тонких плёнок и покрытий.

- 1. Головин И. Ю. Наноидентирование и его возможности. М., Машиностроение, 2009.С.8-12.
- 2. Milman Yu. V., Galanov B. A., Chugunova S.I. Plasticity Characteristic obtained through hardness measurment. Overviev 107 // Acts Metall. Mater. 1993. V.41. № 9. P.2523-2532.
- 3. Shtansky D.V. Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Bashkova I.A., Sheveiko A.N., Levashov E.A. Multicomponent nanostructured films for various tribological applications, Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 28 (2010), P. 32–39.
- Псахье С.Г., Остермайер Г.П., Дмитриев А.И., Шилько Е.В., Смолин А.Ю., Коростелев С.Ю. Метод подвижных клеточных автоматов как новое направление дискретной вычислительной механики. І. Теоретическое описание // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3, № 2. С. 5–13.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ И АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Нохрин А.В.¹⁾, Чувильдеев В.Н.¹⁾, Копылов В.И.²⁾, Бахметьев А.М.³⁾, Сандлер Н.Г.³⁾, Тряев П.В.³⁾, Козлова Н.А.¹⁾, Чегуров М.К.¹⁾, Лопатин Ю.Г.¹⁾, Грязнов М.Ю.⁴⁾, Кузин В.Е.¹⁾, Мелехин Н.В.¹⁾, Смирнова Е.С.¹⁾

 ¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия, <u>Nokhrin@nifti.unn.ru</u>
 ²⁾ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь ³⁾ ОАО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия
 ⁴⁾ Институт проблем машиностроения ННЦ РАН, г. Нижний Новгород, Россия

Целью работы является поиск путей решения задачи одновременного повышения прочности и стойкости к особым видам коррозии конструкционных сплавов и сталей, широко используемых в атомном машиностроении и ядерной энергетике, за счет формирования в них субмикрокристаллической (СМК) структуры методом равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступали СМК сплавы ПТЗВ (Ti-4.7Al-1.8V) и ПТ7М (Ti-2.5Al-2Zr), а также сталь 08X18H10T (Fe-0.04C-17.3Cr-9.4Ni-0.3Ti), структура в которых получена методом РКУП при температуре 150-475 °C.

Показано, что управление структурой с использованием метода РКУП позволяет повысить термическую стабильность материала, а также одновременно повысить его прочность, пластичность, стойкость к горячесолевой коррозии и коррозионно-усталостному разрушению.

В сплаве ПТЗВ сформирована термически-стабильная СМК структура с высокими механическими свойствами (предел текучести $\sigma_{\rm T} = 1100-1150$ МПа, предел прочности $\sigma_{\rm B}=1200-1250$ МПа, пластичность $\delta = 47.5-50\%$), обладающая высоким уровнем коррозионной стойкости. Показано, что стойкость к горячесолей межкристаллитной коррозии СМК сплава ПТЗВ в 4–6 раз выше, а число циклов до зарождения коррозионно-усталостной трещины – в 8–9 раз выше, чем аналогичные параметры для обычного сплава ПТЗВ. При этом СМК сплавы обладают эффектом сверхпластичности – с повышением температуры деформации от 600 до 800 °С (скорость деформирования 10⁻² с⁻¹) в СМК сплаве ПТЗВ наблюдается уменьшение $\sigma_{\rm B}$ от 165 до 70 МПа с одновременным повышением δ от 225 до 475%.

В работе предложена модель эволюции структуры титановых сплавов при РКУП, позволяющая, в частности, объяснить причины одновременного повышения прочности, термической стабильности и коррозионной стойкости.

В работе представлены результаты исследований структуры, механических свойств и коррозионной стойкости СМК аустенитной стали 08Х18Н10Т. Показано, что использование РКУП позволяет повысить в 1.5–2.5 раза прочность, обеспечить реализацию эффекта сверхпластичности и в 1.5–2 раза повысить стойкость стали к межкристаллитной коррозии. Установлено, что масштаб повышения прочности и стойкость к межкристаллитной коррозии при РКУП определяется одновременным протеканием процессов измельчения зеренной структуры, а также деформационностимулированного распада аустенита и выделением частиц карбидов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-9003-Бел_а, 12-08-33080, 13-03-97109) и Министерства образования и науки РФ.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ "SPARK PLASMA SINTERING" ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ УЛЬТРА-МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ

Лопатин Ю.Г.¹⁾, Болдин М.С.¹⁾, Нохрин А.В.¹⁾, Сахаров Н.В.¹⁾, Козлова Н.А.¹⁾, Чегуров М.К.¹⁾, Копылов В.И.²⁾, Чувильдеев В.Н.¹⁾

 ¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия, <u>nokhrin@nifti.unn.ru</u>
 ²⁾ Физико-технический институт НАН Беларуси, г.Минск, Беларусь, <u>kopylov.ecap@gmail.com</u>

В настоящее время одной из ключевых научно-технических проблем, стоящих на пути использования УМЗ материалов в промышленности, является проблема их сварки – традиционные технологии аргоно-дуговой или электронно-лучевой сварки не могут обеспечивать сохранения в сварном соединении УМЗ структуры с высокими физико-механическими свойствами и служебными характеристиками. Обычная диффузионная сварка или метод сверхпластической формовки требуют использования высоких температур и длительных времен выдержки, приводящих к протеканию процессов рекристаллизации и, как следствие, к утрате всех уникальных свойств, присущих УМЗ материалам.

Научно-практической целью работы является разработка основ новой технологии высокоскоростной электроимпульсной твердофазной диффузионной сварки под давлением ультрамелкозернистых (УМЗ) коррозионно-стойких сплавов и сталей обладающих повышенной прочностью, пластичностью, коррозионной и радиационной стойкостью. В качестве объекта исследования выступают промышленный титановый сплав ПТЗВ, циркониевый сплав Э110 и аустенитная сталь 08X18H10T, УМЗ структура в которых сформирована с использованием технологии равноканального углового прессования (РКУП).

Для получения сварных соединений использовалась установка для высокоскоростного электроимпульсного спекания «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering», позволяющая в вакууме или инертной среде под давлением до 100 МПа обеспечивать нагрев образцов металлов со скоростью от 2 до 2500 °С/мин путем пропускания миллисекундных (3.3 мс) импульсов постоянного тока большой мощности (до 5000 А). Уровень шероховатости на поверхности образцов варьировали с помощью алмазных паст различной дисперсности.

В работе описаны результаты исследований влияния величины приложенного давления, температуры и скорости нагрева, а также времени изотермической выдержки на кинетику процесса диффузионно-контролируемого «рассасывания» пор в стыках крупнозернистых и ультрамелкозернистых образцов металлов и сплавов. Показано, что интенсивность процесса «рассасывания» поры в УМЗ металле существенно зависит от режима РКУП и параметров сформированной УМЗ структуры. Определены оптимальные режимы РКУП, термической обработки, а также высокоскоростной диффузионной сварки, позволяющей получать в сварном соединении высокоплотную мелкозернистую структуру с повышенной твердостью и коррозионной стойкостью.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 13-03-97109, 12-08-33080) и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России», грант Президента для молодых ученых-кандидатов наук).

ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹⁾, Чувильдеев В.Н.¹⁾, Копылов В.И.²⁾, Лопатин Ю.Г.¹⁾

 ¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия, <u>Nokhrin@nifti.unn.ru</u>
 ²⁾ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, Kopyloy.ecap@gmail.com

Традиционно предполагается, что отжиг субмикрокристаллических (СМК) металлов при температурах близких или превышающих температуру начала рекристаллизации приводит к быстрому разупрочнению СМК материала в соответствии с уравнением Холла-Петча. Вместе с тем в некоторых СМК металлах при отжигах вблизи температуры начала рекристаллизации был обнаружен неожиданный эффект аномального упрочнения [1–4].

В работе описаны результаты исследований влияния температуры и времени отжига на предел макроупругости (σ_0) и предел текучести (σ_T) СМК металлов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП). Объектами исследований являются СМК медь различной чистоты, армко-железо и титан. Значения σ_0 и σ_T измерялись при помощи методики релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие [1].

Показано, что характер зависимостей $\sigma_o(T_{\text{отж}})$ и $\sigma_{\text{т}}(T_{\text{отж}})$ определяется характером процессов рекристаллизации. В случае, когда в СМК металлах при отжиге имеет место аномальный рост зерен, на зависимости $\sigma_o(T_{\text{отж}})$ наблюдается эффект аномального упрочнения: – в интервале температур отжига соответствующих температуре начала рекристаллизации (T_1), σ_o повышается на 30÷75% по сравнению с исходным значением. При дальнейшем увеличении температуры σ_o монотонно уменьшается.

Установлено, что зависимость $\sigma_{T}(T_{\text{отж}})$ в общем случае не корреллирует с зависимостью $\sigma_{0}(T_{\text{отж}})$ – во-первых, эффект аномального упрочнения на зависимостях $\sigma_{T}(T_{\text{отж}})$ имеет меньший эффект (не более 10–15%) и, зачастую не превышает ошибки измерения или естественного разброса свойств «от образца к образцу». Кроме этого, максимум на зависимости $\sigma_{T}(T_{\text{отж}})$ смещен относительно максимума на зависимости $\sigma_{0}(T_{\text{отж}})$ в область более низких температур.

В случае, когда процесс рекристаллизации в СМК металлах имеет обычный характер, величины σ₀ и σ_т монотонно уменьшаются с температурой отжига.

В работе предложена модель эффекта аномального упрочнения при отжиге СМК материалов. Показано, что немонотонный характер изменения прочностных характеристик СМК материалов в условиях аномального роста зерен обусловлен процессом накопления дефектов на мигрирующих границах зерен. Получены выражения, позволяющие связать величину предела макроупругости и предела текучести со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-9003-Бел_а, 12-08-33080, 13-03-97109) и Министерства образования и науки РФ.

3. Иванисенко Ю.В., Сиренко А.А., Корзников А.В. // ФММ, 1999, т.87, №4, с.78-83.

^{1.} Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Копылов В.И. // Металлы, 2003, №3, с.70-81.

^{2.} Корзников А.В., Идрисова С., Носкова Н.И. // ФММ, 1998, т. 85, №3, с.113-117.

^{4.} Valiev R.Z., Sergueeva A.V., Mukherjee A.K. // Scripta Materialia, 49 (2003) 669-674.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА И ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Нохрин А.В.¹⁾, Чувильдеев В.Н.¹⁾, Болдин М.С.¹⁾, Благовещенский Ю.В.²⁾, Сахаров Н.В.¹⁾, Шотин С.В.¹⁾, Исаева Н.В.²⁾, Лопатин Ю.Г.¹⁾, Москвичева А.В.¹⁾, Писклов А.В.¹⁾, Котков Д.Н.¹⁾

 ¹⁾ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия, <u>Nokhrin@nifti.unn.ru</u>
 ²⁾ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия, yuriblag@imet.ac.ru

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки карбида вольфрама с различным начальным размером частиц (R_0) и объемной долей (f) частиц монокарбида WC, полученные методом плазмохимического синтеза.

Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС, в иностранной литературе – «Spark Plasma Sintering») осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °С со скоростью нагрева (V) от 25 до 2400 °С/мин при давлении прессования (P) 60 и 75 МПа в вакууме. При помощи дилатометра, входящего в комплект установки, определялась зависимость скорости усадки нанопорошков от температуры нагрева, а также температура T_1 , соответствующие началу «припекания» частиц друг к другу, и температура T_2 , соответствующая окончанию усадки и полному «рассасыванию» пор.

Показано, что увеличение R_0 в нанопорошковых композициях состоящих полностью из монокарбида вольфрама (f = 100%) от 72 до 112 нм приводит к увеличению T_2 от 1490 °C до 1515 °C и к уменьшению плотности материала от 98.0 до 99.7%. (V = 25 °C/мин, P = 75 МПа). В случае композиций с f = 83.5-99.7% зависимость $T_2(R_0)$ имеет немонотонный характер – увеличение R_0 от 46 до 63 нм приводит к повышению T_2 от 1420 до 1520 °C, а при дальнейшем увеличении R_0 до 113 нм T_2 уменьшается до 1380 °C. При этом плотность образцов с меньшим R_0 (46–63 нм) оказывается меньше плотности образцов, спеченных из более крупнозернистых (72–112 нм) композиций с f = 100%.

Показано, что в образцах полученных из композиций с f = 83.5-99.7% наблюдается аномальный рост зерен. При этом увеличение f от 83.5% до 99.7% приводит к увеличению среднего размера аномально крупных зерен от 3 до 17 мкм. При ЭИПС композиций с f = 100% наблюдается нормальный рост зерен и формируется однородная ультрамелкозернистая (0.15–0.3 мкм) структура.

Полученные образцы обладают высокой твердостью (*H*), демонстрируя при этом оптимальное сочетание «*H*/*K*_{1c}». При *V* < 100 °С/мин наблюдается повышенная *K*_{1c} при меньших значениях *H* (24.2 ГПа, 6.7 МПа·м^{1/2}, 25°С/мин, 60 МПа) и повышенная *H* при снижении *K*_{1c} (31.1 ГПа, 5.2 МПа·м^{1/2}, 2400°С/мин, 60 МПа). ЭИПС при *T* = 1550 °С (25 °С/мин, 75 МПа) позволяет получать образцы с *H* = 34 ГПа и *K*_{1c} = 4.3 МПа·м^{1/2}.

В работе предложена качественная модель спекания нанопорошков карбида вольфрама композиций в условиях нормального и аномального роста зерен.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-01123, 13-03-01134, 13-08-97096) и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России», грант Президента для молодых ученых-кандидатов наук).

БИОЛОГИЧЕСКИ СОВМЕСТИМЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПРОГНОЗИРУЕМОЙ СТРУКТУРОЙ

Лясникова А.В., Таран В.М., Маркелова О.А., Дударева О.А., Гришина И.П.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., г. Саратов, Россия lyasnikovaav@mail.ru

Большой практический интерес представляет задача формирования на медицинских имплантатах пористого покрытия с прогнозируемой структурой. Сложность решения данной задачи возникает в связи с тем, что повышение степени пористости неизбежно связано с уменьшением прочности покрытия. Очевидно, технология получения пористых покрытий имплантатов должна обеспечивать некоторое оптимальное соотношение между величиной прочности и пористости покрытия. Непосредственное измерение напряжений в зоне соединения напыленных частиц для оценки величины прочности покрытия является задачей практически не осуществимой. В то же время величины этих напряжений очень важны для прогнозирования качественных показателей покрытий имплантатов. В связи с этим в работе предлагается методика оценки величины напряжений в зоне взаимодействия напыленных частиц методом статистического моделирования. Абстрактные геометрические фигуры, моделирующие пористые образования рассматриваются как объекты, представляющие собой модели оболочек [1]. В качестве модельных рассматриваются оболочки цилиндрической и сферической конфигураций, края которых соединяются друг с другом.

К оболочкам прикладывается внешняя сила p, распорная сила Q, а также краевые нагрузки Q_0 и M_0 , которые являются реакциями заделки края оболочки на внешние или внутренние усилия и моменты. Напряжения на наружной и внутренней поверхности оболочки определяются по формулам [2]

$$\begin{cases} \sigma_{m_0} = \sigma_{m_0}^p + \sigma_{m_0}^{(Q_0 - Q)} + \sigma_{m_0}^{M_0} \\ \sigma_{t_0} = \sigma_{t_0}^p + \sigma_{t_0}^{(Q_0 - Q)} + \sigma_{t_0}^{M_0} \\ \sigma_{\max} = \max \{ \sigma_{m_0}; \sigma_{t_0} \} \end{cases}$$

где σ_{m_0} – меридиональное напряжение; σ_{t_0} – тангенциональное (кольцевое) напряжение; $\sigma_{m_0}^p, \sigma_{m_0}^{(Q_0-Q)}, \sigma_{m_0}^{M_0}$ – меридиональные напряжения, возникающие на краю обечайки от действия нагрузок *p*, $(Q - Q_0)$, M_0 ; $\sigma_{t_0}^p, \sigma_{t_0}^{(Q_0-Q)}, \sigma_{t_0}^{M_0}$ – тангенциональные напряжения, возникающие на краю обечайки от действия соответственно нагрузок *p*, $(Q - Q_0)$, M_0 .

Согласно выводам, приведенным в работе [2], краевые нагрузки Q_0 и M_0 определяются расчетным путем по формулам

$$\begin{cases} \Delta_p^u - \Delta_{Q_0}^u + \Delta_{M_0}^u = \Delta_p^c + \Delta_{(Q_0-Q)}^c + \Delta_{M_0}^c \\ \Theta_p^u - \Theta_{Q_0}^u + \Theta_{M_0}^u = -\Theta_p^c - \Theta_{(Q_0-Q)}^c - \Theta_{M_0}^c \end{cases},$$

где $\Delta_{p}^{u} - \Delta_{Q_{0}}^{u} + \Delta_{M_{0}}^{u}$, $\Theta_{p}^{u}, \Theta_{Q_{0}}^{u}, \Theta_{M_{0}}^{u}$ – соответственно, радиальные и угловые деформации края цилиндрической обечайки под действием нагрузок *p*, *Q*₀, *M*₀; $\Delta_{p}^{c}, \Delta_{(Q_{0}-Q)}^{c}, \Delta_{M_{0}}^{c}$, $\Theta_{p}^{c}, \Theta_{(Q_{0}-Q)}^{c}, \Theta_{M_{0}}^{c}$ – соответственно, радиальные и угловые деформации сферической оболочки под действием нагрузок *p*, *Q*₀, *M*₀.

Радиальные и угловые деформации, напряжения на краю оболочек также рассчитываются по формулам [2].

Предполагая, что в качестве движущей силы, обеспечивающей перемещение жидкого вещества в порах, будут использоваться разнообразные толчки и удары, которые возникают в организме человека в процессе его жизнедеятельности и возбуждают в жидкости, находящейся в порах, пульсовые волны. Тогда в жидкости возникает избыточное давление, величину которого можно оценить по выражению [3]

$$P = \rho C_p v = \rho C_p \frac{1}{t},$$

где ρ – плотность жидкости; C_p – скорость распространения механической волны жидкости; v – скорость течения жидкости; l – длина определенной порции жидкости; t – время действия пульсовой волны.

Величина *Р* принимается в качестве внешней нагрузки, действующей на стенки оболочки. Величина остаточных напряжений оценивается по формуле Герца [4].

Предложенная система контроля прочности плазмонапыленных пористых покрытий реализована в виде следующего алгоритма: на основе экспериментальных и экспертных оценок, основанных на изучении физических закономерностей процесса формирования плазменных покрытий, назначаются шкалы физических величин, взаимосвязанных математическими зависимостями с величиной прочности покрытия; по результатам моделирования методом Монте-Карло определяются числовые значения величин, участвующих в моделировании; по формулам (1-6) рассчитываются величины напряжений в порах покрытия; производится многократные статистические испытания, по результатам которых определятся усредненное значение прочности покрытия; данные, полученные в результате статистических испытаний, сравнивают с результатами, полученными в процессе экспериментальных испытаний на лабораторных стендах реальных изделий с покрытиями; если результаты, полученные математическим моделированием и результаты лабораторных испытаний, существенно отличаются, то проводится корректировка технологического процесса напыления покрытия [5].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 12-08-31217 мол а.

- Бегун П.И. Биомеханическое моделирование объектов протезирования. М.: Политехника, 2011. – 466 с.
- 2. Расчет и конструирование машин и аппаратов химических производств. Под общей редакцией М.Ф. Михалева. Л.: Машиностроение (Ленинградское отделение), 1984. –301 с.
- Парашин В.Б., Иткин Г.П. Биомеханика кровообращения. М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 224с.
- 4. Подскребко М.Д. Сопротивление материалов: учебник / М.Д. Подскребко. Минск: Выс.шк., 2007. 797 с.
- 5. Лясникова А.В., Таран В.М., Маркелова О.А., Дударева О.А., Гришина И.П. Математическое моделирование напряжений в плазмонапыленных покрытиях медицинского назначения \ А.В. Лясникова, В.М. Таран, О.А. Маркелова, О.А. Дударева, И.П. Гришина \\ Медицинская техника. - 2013. - №3 (279). - С. 28-30.

БИОКОМПОЗИТЫ С НАНОСТРУКТУРНЫМ БЕМИТОМ

Мельникова И.П., Лясникова А.В., Лясников В.Н., Веселухина С.В.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., г. Саратов, Россия lyasnikovaav@mail.ru

В литературе имеются сведения о применении бемита для улучшения эксплуатационных характеристик материалов, связанных с его механическими свойствами и антисептическим воздействием [1,2]. Введение нанокристаллического бемита (5-30%) в порошок корунда и глинозёма приводит к повышению трещиностойкости до 25% и прочности при изгибе [1]. Широко применяются гидрооксиды алюминия для создания абразивных и шлифовальных паст (в том числе зубных и антисептических) [1]. При введении наноструктурного бемита в состав плазмонапыленных биосовместимых покрытий следует ожидать появления антибактериального эффекта, который ранее отсутствовал. Обоснованием этого является тот факт, что при лечении ожогов, ранений, пролежней, трофических язв и т.д. применяются повязки, в которые наряду с другими компонентами дополнительно вводится нанокристаллический бемит, что позволяет сокращать сроки лечения в среднем с 28 до 16 дней [3].

В результате проведенного исследования предложены способы насыщения частиц гидроксиапатита размером 40-90 мкм наночастицами бемита размером менее 50 нм в количестве 20%. Опробован метод пропитки частиц гидроксиапатита в ваннах с наночастицами бемита в количестве 1 г на 10 мл дистиллированной воды и 5%-ного раствора в дистиллированной воде ПАВ полиэтиленгликоля ПЭГ-400.





На основании результатов лазерного микроспектрального анализа (ЛМА) (рис.) и результатов изучения пористой структуры на компьютерном анализаторе поверхностей АГПМ-6М можно заключить, что наиболее эффективно насыщение частиц гидроксиапатита наночастицами бемита перед их плазменным напылением происходит при обработке в УЗ-ванне порошка и суспензии бемита в 5%-ном растворе ПЭГ в дистиллированной воде. При этом покрытия плазмонапыленного гидроксиапатита

из такого порошка, содержат бемит и обладают развитой пористой структурой, позволяющей хорошо определять титановый подслой (рис. в). Таким образом, применение ультразвуковых колебаний в процессе пропитки частиц гидроксиапатита бемитом приводит к полному насыщению пор и каналов частиц, а также к его поверхностному оседанию (рис. в).

Таким образом, при пропитке частиц гидроксиапатита бемитом под воздействием ультразвука наиболее мелкие наночастицы проникают в его поры и каналы, а крупные остаются на поверхности; при этом оставшиеся наночастицы в наименьшей степени забивают поры и каналы между частицами покрытия, что немаловажно для сохранения необходимой пористости в структуре покрытия.

Список литературы

- 1. Мазалов Ю. А., Федотов А. В., Берш А. В., Судник Л. В., Лисицин А. В. Перспективы применения нанокристаллических оксидов и гидроксидов алюминия / М.: Технология металлов, № 1, 2008.-С. 8-11.
- Результаты исследования применения наноструктурного бёмита в различных областях // Мазалов Ю. А., Судник Л. В., Федотов А. В., Берш А. В., Новожилов А. О.: http://www.rusnor.org/nanoworld/pro/7427.htm - дата обращения - 10.08.2013г.
- Пат. RU 2424825 С2 Гелеобразное покрытие из эластичного пенополиуретана для закрытия ран различной этиологии / Литинский М. А., Куранов А. А., Мальков А. В., Афонин А. В., заявл. 02.07.2009г., опубл. 10.01.2011г.

ПРИМЕНЕНИЕ МНОГОЭТАПНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОЛИРОВКИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Чиркунова Н.В., Воленко А.П., Чуркин В.К., Тюрьков М.Н.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия natchv@yandex.ru

В качестве финишной обработки поверхности изделий в промышленности широко применяются механические, химические и электрохимические методы полирования. Метод электролитно-плазменного полирования (ЭПП) основан на электроразрядных явлениях в системе «металл-электролит», при этом обрабатываемая деталь является анодом. Полирование металлов происходит в области напряжений 200 – 300 В и плотности тока 0,2–0,5 A/cm² [1]. Электролитно-плазменной полировкой можно получить зеркальную поверхность с шероховатостью вплоть до 40 нм, однако не лучше чем на 2-3 класса, по сравнению с тем, что было до полировки. Физикохимический механизм процесса ЭПП достаточно сложен и мало изучен. Необходимость его изучения связана с обеспечением заданного качества полированной поверхности детали.

Исследовано влияние многоэтапной полировки, а также добавки (0,05–0,5%) соляной кислоты (HCl) в водный раствор электролита, содержащего 4% сернокислого аммония ((NH₄)₂SO₄), на технологические параметры и качество электролитноплазменной полировки аустенитной нержавеющей стали. В качестве образца выбрана аустенитная нержавеющая сталь 08X18H10T, которая широко используется в промышленности для изготовления различных изделий.

Проведенные исследования показали, что введение в водный раствор электролита, содержащего 4% сернокислого аммония ((NH₄)₂SO₄) дополнительно даже небольшого количества (0,05–0,5%) соляной кислоты (HCl) существенно уменьшает температуру образования стабильной ПГО. Процесс ЭПП в электролите с добавкой HCl начинается при температуре электролита 35–40°С, которая практически не зависит от концентрации добавки. Уменьшение температуры электролита при ЭПП аустенитных нержавеющих сталей от 85–90°С до 35–40°С существенно упрощает разработку технологического процесса финишной обработки различных изделий.

В процессе обработки происходит неравномерный съем материала. В течение первых 90–120 с процесс полирования протекает с набольшей скоростью, затем активность сглаживания микровыступов снижается, и последующая обработка в электролите придает поверхности зеркальный блеск. На рис.1 представлены результаты исследований шероховатости поверхности образца Ra в зависимости от концентрации HCl и времени обработки. Исследования показали, что увеличение концентрации соляной кислоты от 0,05 до 0,45% уменьшает шероховатость поверхности.



Рис. 1. Зависимость шероховатости Ra от состава электролита и времени обработки

Парогазовая оболочка состоит из паров воды, активированных ОН⁻, Н⁺ и ионов входящих в состав электролита. В разных электролитах ПГО имеет разный ионный состав [2]. Для расширения технологических возможностей ЭПП и улучшения качества полировки в работе проводилось исследование влияния многоэтапной полировки на шероховатость поверхности. Под многоэтапной обработкой подразумевается последовательная обработка в одном электролите, потом в другом и т.д.

Исследования показали, что при одноэтапной полировке наилучшая шероховатость поверхности Ra 0,078 достигается при обработке по режиму 6 минут в водном растворе 4% $(NH_4)_2SO_4$ +0,2 % HCl. При двухэтапной обработке значение шероховатости поверхности улучшается до Ra 0,063, а при трехэтапной обработке значение шероховатости поверхности достигает Ra 0,049. Таким образом, применение многоэтапной полировки позволяет повысить качество финишной обработки изделий из аустенитной нержавеющей стали 08X18H10T и расширить технологические возможности процесса.

Исходя из полученных результатов, становится очевидным, что применение поэтапной полировки уменьшает шероховатость поверхности по сравнению с полировкой в одном электролите.

- 1. Ушомирская Л.А., Новиков В.И. Полирование легированных сталей в не токсичных электролитах при высоком напряжении. Металлообработка, 2008, №1, С. 23-25.
- 2. Гончар В.И., Товарков А.К. Образование паровой оболочки при прохождении тока через электролит. Электронная обработка материалов, 1991, № 1, С.49-52.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА

Лясников В.Н., Телегин С.В.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А. lyasnikovaav@mail.ru

Показатели морфологии микроструктуры и однородность распределения наноструктур относятся к одним из главных свойств покрытий внутрикостных имплантатов. Импульсная лазерная обработка (ИЛО) поверхности внутрикостных имплантатов способствует упрочнению конструкции и повышению в целом функциональных ее свойств. Придание наноструктурного состояния поверхности имплантатов приводит к повышению показателей морфологической гетерогенности, которая в свою очередь оказывает непосредственное влияние на качество процессов остеоинтеграции [1].

Поверхность покрытий имплантатов должна обладать морфологией, приближенной к морфологии костной ткани, т.е. количество элементов поверхности (выступов и углублений) должно быть сопоставимо с количеством элементов поверхности костной ткани для наилучшего взаимодействия между ними [2].

Образцами для исследования служили пластины размерами 6×6×1 мм, изготовленные из титана BT1-00. Поверхность образцов подготавливали шлифованием и промывкой в этиловом спирте. Далее образцы подвергали ИЛО на полуавтоматической установке «LRS-50» в диапазоне изменения параметров с образованием оксида титана. Оптимальные режимы придания заданной морфологии поверхности металлической основы, сформированной импульсной лазерной обработкой, приведены в таблице 1.

Для определения влияния режимов и условий ИЛО на структурное состояние покрытий, обеспечивающих получение покрытий с требуемыми свойствами, проводили комплексные исследования характеристик формируемой поверхности.

N⁰	Параметр	Диапазон
1	Напряжение лампы накачки, U	от 310 до 400 В
2	Длительность импульса, τ	от 3,3 до 8 мс
3	Частота следования импульсов, Т	от 1 до 2 Гц

Таблица 1. Технологические параметры ИЛО

Исследования морфологии поверхности образцов осуществляли методами оптической (металлографические микроскопы «МИМ-8М» и «МБС-10») с получением изображения оптической микроскопии и анализа изображений микроструктур с помощью комплекса АГПМ-6М.

Морфология покрытия зависит от режимов ИЛО. Наиболее гетерогенным следует считать покрытие, обладающее максимальным количеством элементов поверхности в поле зрения микроскопа.

Анализ выступов на поверхности образцов. Сравнительный анализ влияния ИЛО показал, что на структуру поверхностного слоя и количество элементом на поверхности (выступы) существенное влияние оказывают длительность и частота следования импульсов. При длительности импульсов $\tau = 8$ мс поверхностный слой обладает большим количеством выступов со средним значением 0,51 и равномерностью распределения пор по поверхности, что оказывает непосредственное влияние на качество процессов остеоинтеграции.

При анализе изображений оптической микроскопии было установлено изменение количества элементов на поверхности от 95 (образец №7, U = 400 В, $\tau = 8$ мс, T = 1 Гц) до 908 (образец №4, U = 400 В, $\tau = 3,3$ мс, T = 1 Гц). Среднее значение по всем образцам составляет 564. Поверхность образца №4 имеет максимальное значение количества элементов на поверхности, при этом основные параметры шероховатости равны Ra= 0,09 мкм, Rz = 0,69 мкм, Rmax = 20,4 мкм и Sm = 61 мкм. В этом случае поверхность состоит из более мелких частиц.

Анализ углублений на поверхности образцов. Сравнительный анализ углублений, как составляющей морфологии поверхности, который проводился с помощью комплекса АГПМ-6М при ИЛО, показал, что среднее значение процентного соотношения количества углублений на поверхности модифицированных образцов находится в диапазоне от 51 до 63 % (табл. 2), что по литературным данным приближено к аналогичным характеристикам костной ткани.

№ образца	Количество углублений, %
1	51
2	38
10	63
13	61

Таблица 2. Распределение количества углублений при ИЛО

Исследование морфологии модифицированных ИЛО покрытий показало зависимость морфологической гетерогенности образцов от режимов технологического процесса модификации. Изменение параметров технологического процесса модификации, таких как напряжение накачки лампы, длительности и частоты следования импульсов, позволяет регулировать тепловое воздействие, влияющее на субмикро- и нанометровые показатели биокерамической пленки покрытия, и, благодаря этому, существует возможность изменять морфологию поверхности под конкретную поставленную задачу.

- С.В. Телегин, В.Н. Лясников, А.А. Фомин и др. Плазменное напыление покрытий имплантатов с дополнительным воздействием лазерным излучением. Сборник научных трудов II Международной научно-технической конференции студентов, магистрантов, аспирантов (Тольятти): Изд-во ТГУ, 2012. – с. 74-76.
- С.В. Телегин, В.Н. Лясников, А.А. Фомин. Биокерамическое модифицирование поверхности титана импульсным лазерным излучением. / // Современные биоинженерные и ялерно-физические технологии в медицине: сборник материалов Международной молодежной научной школы. 18 сентября 2012 г. Саратов: ООО «Издательство Научная книга», 2012. с. 91-94

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ БИОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИСКРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ

Лясников В.Н., Мезенцов С.А.

Саратовский государственный технический университет им. Гагарина Ю.А. ghost.rider.sa@gmail.com

Актуальность исследования заключается в упрочнении конструкции и наноструктурировании поверхностного слоя изделий медицинской техники (на примере дентальных имплантатов) за счет совершенствования оборудования и технологии их изготовления путем применения тепло-электрофизического воздействия искродуговой обработки титановой основы. Дентальные имплантаты используются для восстановления нормальной жизнедеятельности человека. Данный вид медицинских изделий выполняет функцию искусственного корня зуба с последующим протезированием, что позволяет восстановить утраченные зубы.

Основной задачей мы считаем разработку функциональных покрытий на основе металлокерамических биосовместимых соединений оксидов и нитридов, а также карбидов и карбо-нитридов и технологию их получения.

Совершенствование оборудования и технологии изготовления дентальных имплантатов за счет тепло-электрофизического воздействия ИДО титановой основы способствует упрочнению конструкции и наноструктурированию их поверхностного слоя. Придание имплантатам морфологически гетерогенной структуры позволяет стабилизировать биомеханические процессы установки, его остеоинтеграцию и последующее функционирование.

Покрытия, получаемые плазменным напылением, имеют недостатки, связанные с высоким трещинообразованием и низкой адгезией покрытий. В результате проведенных теоретических исследований и ряда экспериментальных работ удалось установить, что для повышения эффективности и улучшения функциональных характеристик имплантатов целесообразно осуществить комплексную обработку, заключающуюся:

- в повышении прочности и твердости конструкций дентальных имплантатов за счет упрочняющего воздействия ИДО на основу из титана марки BT1-00;

- в придании структуре поверхности заданных параметров морфологии в соответствии с данными для костных биоструктур.

Разработанное специальное технологическое оборудование для наноструктурирования титановых имплантатов базируется на токарном станке 16Б05П. На суппорте станка монтируется модифицирующий электрод (мы использовали графитовые и пирографитовые электроды диаметром 0.5 и 2.5 мм). При этом электрическая часть включает инверторный источник постоянного тока и низкого напряжения ЭФИ-46А, который применяется для генерации электродугового разряда. Зажигание электрической дуги осуществляется искровым разрядом, генерируемым высоковольтным источником (осциллятор).

Полученные образцы исследовались в оптическом диапазоне с помощью микроскопа МИМ-8. Исследование образцов в нанометровом масштабе производится с помощью атомно-силовой микроскопии (сканирующий мультимикроскоп «СММ-2000» в режиме ACM).

Поверхность титановых цилиндрических образцов имплантатов модифицируется металлокерамическими соединениями на основе оксидов и нитридов. Также проводили эксперимент по формированию карбидных и карбо-нитридных пленок и тонких покрытий, обладающих высокими механическими характеристиками, в частности, прочностью сцепления, твердостью и износостойкостью. Особый интерес представляет получение текстурированной морфологически гетерогенной поверхности, характеризуемой нанометровыми составляющими с соответствующим дислоцированием, присущим естественным структурам кости.

В соответствии с полученными результатами установлена возможность наноструктурования поверхности имплантатов за счет тепло-электрофизического воздействия ИДО титановой основы дентальных имплантатов. Варьированием параметров плотности электрического тока разрядной цепи системы «электрод-деталь», скорости продольного перемещения и вращения можно регулировать параметры теплового воздействия, влияющие на нанометровые показатели биокерамической адгезионнопрочной пленки или тонкого шероховатого покрытия.

Список литературы

- 1. Способ нанесения покрытий / Фомин А.А., Штейнгауэр А.Б. // Патент РФ № 2430192.
- Dyshlovenko S., Pateyron B., Pawlowski L., Murano D. Numerical simulation of hydroxyapatite powder behavior in plasma jet // Surface and Coating Technology 179 (2004). – C. 110–117.
- 3. Фомин А.А., Лясников В.Н. Структурообразование биокерамических напыленных покрытий, сформированных с предварительной индукционно-термической активацией основы имплантатов // Вестник Саратовского государственного технического университета, 2010. № 3 (48). Вып. 3. С. 94-98.

ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ И ВОЗМОЖНОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОДУКТА

Никитин Д.С., Сивков А.А.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия dima n@sibmail.com

Карбид кремния – материал, обладающий высокой твердостью, устойчивостью к воздействию высоких температур, коррозионной стойкостью. Кроме того, SiC обладает уникальными полупроводниковыми свойствами (высокие ширина запрещенной зоны, напряженность поля пробоя и температура Дебая) [1]. Особую актуальность имеет проблема исследования наноструктур карбида кремния [2]. Однако в настоящее время не существует промышленного способа получения нано-SiC, поэтому в научном сообществе ведется активный поиск наиболее оптимальных и экономически оправданных методов синтеза.

Плазмодинамический синтез карбида кремния был осуществлен в гиперскоростной струе углерод-кремниевой электроразрядной плазмы, генерируемой коаксиальным магнитоплазменным ускорителем с графитовыми электродами [3]. В статье [4] приведены основные принципы плазмодинамического синтеза SiC. В данной работе приводятся результаты экспериментов с изменяющимся значением энергии плазменного выстрела.

Синтезированный порошок анализировали несколькими современными методиками. Продукт исследовали методом рентгеновской дифрактометрии с помощью дифрактометра Shimadzu XRD6000 (СиКα-излучение). Типичная дифрактограмма получаемых порошкообразных продуктов приведена на рис. 1.



Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма продукта синтеза

Совокупность когерентных рефлексов различной интенсивности на дифрактограмме свидетельствует о присутствии в составе продукта кристаллических фаз кубического карбида кремния β-SiC, кубического кремния cSi, графита gC, углеродных луковичных структур C (Onions). При этом очевидно, что содержание в продукте фазы карбида кремния является преобладающим.

Проведены исследования продукта средствами просвечивающей электронной микроскопии с помощью микроскопа Philips CM12. На рис. 2 изображены микроснимки образцов порошка, полученные при разной приложенной энергии. В основном продукт состоит из сравнительно крупных кристаллографически оформленных объектов. Эти частицы отнесены к фазе карбида кремния, исходя из преимущественного содержания в продукте этой фазы и картин дифракций. Также в продукте содержатся частицы размерами до нескольких десятков нм, неопределенной формы. Данный тип объектов соотносится с непрореагировавшими фазами прекурсоров – кремния и углерода.



Рис. 2. ТЕМ-снимки продукта при различной энергии и соответствующие картины дифракции: *а* – при 10,50 кДж, *b* – при 29,70 кДж

Судя по рисункам 2*a* и 2*b*, более крупные частицы получаются при большем уровне энергии. Проанализированы ТЕМ-снимки четырех рассматриваемых в данной статье экспериментов и построены распределения частиц по размерам. Диаграмма (рис. 3) показывает зависимость среднего размера частиц от приложенной к системе энергии. Так, при увеличении энергии процесса синтеза наблюдается рост частиц. Зависимость связана с увеличением энергетических параметров плазменного потока, индуцированного вблизи медной преграды, которые влияют на время роста кристаллов.



Рис. 3. Зависимость среднего размера частиц продукта от энергии процесса

В результате проделанной работы был исследован продукт системы Si–C. На основании анализа методами XRD и TEM было определено, что продукт состоит, в основном, из фазы карбида кремния. Выявлена возможность изменения дисперсности нанопорошка посредством изменения уровня энергии.

Список литературы

- 1. Лучинин В., Таиров Ю. Карбид кремния алмазоподобный материал с управляемыми наноструктурно-зависимыми свойствами // Наноиндустрия. 2010. Вып. 1. С. 36-39.
- 2. Андриевский Р.А. Наноразмерный карбид кремния: синтез, структура, свойства // Успехи химии. - 2009. – № 78 (9). – С. 889-900.
- 3. Патент РФ № 2431947 Коаксиальный магнитоплазменный ускоритель / Сивков А.А., Пак А.Я. Приоритет от 30.04.2010.
- Сивков А.А., Никитин Д.С., Пак А.Я., Рахматуллин И.А. Прямой плазмодинамический синтез ультрадисперсного карбида кремния. // Письма в ЖТФ. – 2013. – Том 39. – Вып. 2. – С.15-20.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МИСФИТ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Федосеев¹ С.Н., Лычагин² А.В., Алферова² Е.А.

¹⁾ Юргинский технологический институт Национального Исследовательского Томского политехнического университета, г. Юрга, Россия, fedoseevsn@list.ru

²⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Современное развитие авиационного двигателестроения сопровождается совершенствованием конструкций газотурбинных двигателей (ГТД) и разработкой и внедрением новых жаропрочных сплавов для деталей горячего тракта ГТД, а также совершенствованием и созданием новых технологических процессов их изготовления.

Наибольшее применение в современном авиастроении нашли жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС). Жаропрочные сплавы на основе никеля обладают сложным химическим составом и имеют гетерофазную структуру, представляющую собой высокодисперсные частицы γ' -фазы, на основе интерметаллического соединения

Ni₃Al (упорядоченная ГЦК сверхструктура типа Ll₂), равномерно рассеянные в матрице из твердого γ -раствора легирующих элементов в никеле (неупорядоченная ГЦК структура) (рис. 1).



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава PWA 1480 (светопольное изображение в рефлексе γ'-фазы)

Упрочнение в сплаве происходит за счет дисперсных частиц γ' -фазы, которые имеют кубовидную форму и образуются при распаде пересыщенного раствора в процессе охлаждения. Их объемная доля в структуре сплава достигает 60–70 %.

В области создания никелевых жаропрочных сплавов в мировой практике прослеживается тенденция повышения уровня жаропрочных свойств литейных сплавов за счет более сложного легирования. В настоящее время в качестве легирующих элементов стали использовать дорогостоящие Re и Ru. Эти элементы оказывают положительное влияние на термостабильность γ-матрицы и упрочняющей γ'-фазы, тормозят диффузионные процессы, повышая тем самым сопротивление ползучести сплавов под воздействием высоких температур и напряжений. Использование Re и Ru в качестве легирующих элементов приводит к удорожанию данных сплавов. Тем не менее, такое легирование целесообразно вследствие заметного повышения их работоспособности и ресурса.

При получении монокристаллов из жаропрочных никелевых сплавов методом направленной кристаллизации в отливке возникает химическая и структурная неоднородность, обусловленная микроликвацией легирующих элементов в пределах дендритной ячейки. Легирующий элемент, повышающий температуру солидус, обогащает оси дендритов, однако он концентрируется в междендритных областях. Из всех легирующих элементов ЖНС тугоплавкие металлы: вольфрам, рений, рутений, иридий, платина и кобальт повышают температуры солидус и ликвидус никелевых сплавов, все остальные легирующие элементы их понижают. Рений и вольфрам уходят в оси дендритов, а тантал обогащает междендритные области. Высокая ликвационная способность рения и вольфрама, которая не устраняется полностью даже при длительной высокотемпературной гомогенизации, является одной из причин образования в монокристаллах никелевых сплавов топологически плотноупакованных (ТПУ)-фаз.

Однако в случае максимального легирования упрочняющими элементами в количествах, близких к предельной растворимости, в условиях неравновесной кристаллизации при получении деталей ГТД с использованием технологии точного литья. существенно повышается вероятность образования избыточных фаз, не участвующих в упрочнении. Такими фазами являются – эвтектическая γ/γ'-фаза, ТПУфаза, и α-фаза.

Мисфит γ/γ' определяется, главным образом, теми легирующими элементами, которые наиболее сильно увеличивают период решетки γ -твердого раствора. Такими элементами в порядке возрастания влияния на период решетки γ -фазы являются Ru, Re, Mo, W, Nb и Ta. Однако эффективность упрочнения определяется не только величиной периода кристаллической решетки γ -фазы; полезный эффект зависит также от растворимости легирующего элемента в основе фазы, различия валентностей и модулей упругости, других физических констант.

Успешная реализация ряда главных положений теории легирования современных ЖНС в значительной степени связана с точностью расчета коэффициентов распределения легирующих элементов между ү- и ү'-фазами, поэтому работы в данном направлении представляются наиболее актуальными

Список литературы

- 1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василенок Л.Б., Морозова Г.И. Рений в жаропрочных никелевых сплавах // Материаловедение. 2001. № 2. С. 23–29; № –3. С. 38–43.
- Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. – 2006. – С. 172–184.
- 3. Логунов А.В., Разумовский И.М., Строганов Г.Б., Рубан А.В., Разумовский В.И., Ларионов В.Н., Оспенникова О.Г., Поклад В.А. Теоретические анализ системы легирования и разработка новых жаропрочных никелевых сплавов. // ДОКЛАДЫ АКАДЕМИИ НАУК. – 2008. – том 421. – № 5. – С. 621–624.
- Rojer A., Bastie P. Misfit and lattice parameter of single crystal AM1 superalloy: effect of temperature, precipitate morphology and γ-γ' interfacial stresses // Superalloys. The Minerals, Metals and Materials Society, 1996. – P. 221–227.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Х18Н10Т ПРИ КОМБИНИРОВАНИИ ПРОКАТКИ С ОБРАТИМЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ВОДОРОДОМ

<u>Мельников Е.В.¹⁾</u>, Астафурова Е.Г.¹⁾, Тукеева М.С.¹⁾, Майер Г.Г.¹⁾, Кошовкина В.С.²⁾

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия ²Томский политехнический университет, Томск, Россия melnickow-jenya@yandex.ru

В связи с интенсивным развитием исследований, направленных на практическое освоение преимуществ замены традиционных видов энергетики на водородную, в последние годы возрос интерес к особенностям взаимодействия аустенитных хромоникелевых сталей с водородом. В работе представлены экспериментальные данные по изучению структурно-фазовых превращений в метастабильной аустенитной стали X18H10T при комбинировании химической и деформационной обработок – многоходовой плоской прокатки с обратимым легированием водородом.

В исходном состоянии структура коррозионностойкой стали X18H10T представляет собой преимущественно аустенит 98,4% (a = 3,5999Å), содержащий небольшое количество феррита 1,6% (a = 2,8808Å), a – параметр решетки. Структура является крупнозернистой, средний размер зерна аустенита составляет 10,6 мкм. Границы зерен для исходного состояния, в основном, большеугловые (с углом разориентации >15°).

В исходном состоянии сталь X18H10T была преимущественно аустенитной, а деформация стали плоской прокаткой приводит к протеканию фазового $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения с образованием в структуре мартенсита деформации. После пластической деформации исходных образцов стали на рентгенограммах наблюдаются рефлексы, как от γ -, так и от α' -фазы. С увеличением степени обжатия при прокатке, растет объем α' -фазы (рис. 1, кривая – –).



Рис. 1. Содержание α'-фазы в зависимости от степени обжатия при прокатке для образцов без водорода (-■-) и после насыщения водородом по разным режимам:
 -●- *j* = 10 мA/см², -▲- *j* = 50 мA/см², -▼- *j* = 100 мA/см², -♦- *j* = 200 мA/см². Время насыщения водородом 5 часов

Прокатка приводит к значительному измельчению зерен по сравнению с исходным состоянием стали. Размер зерен аустенита в образцах стали после прокатки на 50% равен 115 нм, феррита – 155 нм. На карте зеренной структуры видна ориентированная структура, как аустенита, так и феррита, получившаяся вследствии прокатки. В образцах стали после прокатки формируются, в основном, большеугловые границы зерен.

Согласно результатам рентгенофазового анализа, в образцах стали X18H10T, прокатанных после предварительного насыщения водородом, с увеличением плотности тока при наводороживании и степени деформации растет объем α'-фазы (рис. 1). При степени обжатия 90%, содержание α'-фазы во всех образцах одинаково и составило примерно 95%.

Анализ зеренной структуры образцов после различных степеней наводороживания и прокатки до $\varepsilon = 50\%$ показал, что после наводороживания при плотности тока 10 мА/см² наблюдается максимальное измельчение (фрагментация) структуры. При плотности тока 50 и 100 мА/см² также происходит измельчение исходных аустенитных зерен за счет накопления деформационных дефектов и наведенного деформацией $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ мартенситных превращений. Но при этом на картах зеренной структуры просматриваются исходные крупные зерна аустенита. Размер элементов структуры для наводороженных и прокатанных образцов составляет: при плотности тока 10 мА/см² – 108 нм для аустенита, 185 нм феррита; 50 мА/см² – 133 нм для аустенита, 216 нм для феррита; 100 мА/см² – 212 нм для аустенита и 228 нм для феррита. В структуре образцов методом ДОЭ обнаружен ε -мартенсит, которого не
было в исходном состоянии и в образцах, которые подвергали прокатке без наводороживания.

Исследования удельной намагниченности образцов стали X18H10T показали, что кривые намагниченности имеют вид, характерный для парамагнитного (либо антиферромагнитного) состояния. Значения, полученные при измерении намагниченности насыщения образцов в магнитном поле, в пределах разброса близки значениям, полученным методом рентгенофазового анализа.

Микротвердость стали X18H10T в исходном состоянии составляла 1,8 ГПа, а после прокатки увеличилась до 4,0 (50%), 4,3 ГПа (75%) и 4,8 ГПа (90%). Дополнительное легирование образцов водородом перед прокаткой приводит к небольшому росту микротвердости и слабо зависит от режима наводороживания, 4,1 ГПа (50%), 4,4 ГПа (75%), 4,8 ГПа (90%).

Анализ кривых течения, полученные при растяжении образцов из стали X18H10T предварительно обработанных по различным режимам, показал что, электролитическое насыщение водородом перед прокаткой приводит к понижению предела текучести ($\sigma_{0,2}$ =1280 МПа для прокатанного без наводороживания образца, $\sigma_{0,2}$ =1220 МПа и $\sigma_{0,2}$ =1260 МПа для образцов, наводороженных при плотности тока 10 мА/см² и 200 мА/см² соответственно), предел прочности и пластичность при этом изменяются слабо σ_{B} =1270-1290 МПа и ϵ =5-6%, изменяется форма кривой течения.

С увеличением времени электролитического насыщения водородом до 10 часов скорость появления α' -фазы при прокатке резко возрастает при наводороживании. Так, в образцах, наводороженных при плотностях тока 10 и 200 мА/см² в течение t = 5 ч. и прокатанных до 75% обжатия, содержание α' -фазы составляет 70 и 88% соответственно. После наводороживания в течении 10 часов, доля феррита в структуре стали слабо зависит от плотности тока при наводороживании и составляет 93-96%. При наводороживании в течение 50 часов наблюдается уменьшение доли α' -фазы в структуре стали X18H10T до 75-85% в зависимости от плотности тока при наводороживании.

Исследования выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кошовкина В.С.^{1,2}, Майер Г.Г.², Астафурова Е.Г.², Тукеева М.С.², Мельников Е.В.², Одесский П.Д.³, Добаткин С.В.⁴

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, <u>koshovkina_vs@mail.ru</u>

²ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия ³ ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия ⁴ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

Проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) на структуру и механические свойства стали 06МБФ (Fe–0,1Mo–0,6Mn–0,8Cr–0,2Ni–0,3Si–0,2Cu–0,1V–0,06Nb–

0,09С, мас.%) в ферритном состоянии. Исходные заготовки стали 06МБФ закаливали от 920°С (0,5 ч), затем проводили высокий отпуск (улучшение) при температуре 670°С (1 ч). Деформацию стали проводили под давлением 4 ГПа на наковальнях Бриджмена при температуре T = 20°С и T = 450°С на пять полных оборотов.

Показано, что в исследуемом интервале ($T_{K\GammaД} = 20^{\circ}$ C, $T_{K\GammaД} = 450^{\circ}$ C) при КГД в сталях формируется нанокристаллическая структура с размером структурных элементов ~100÷120 нм. На светлополных электронно-микроскопических изображениях наблюдается большое количество конкуров экстинкции, границы элементов структуры размытые. Значительные азимутальные размытия рефлексов на электронограммах свидетельствует о высоком уровне внутренних напряжений в зернах и субзернах после КГД.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что КГД вызывает уменьшение интенсивности и увеличение ширины рентгеновских линий исследуемой стали. Плотность дислокаций, рассчитанная по данным рентгеноструктурного анализа, значения микродеформации кристаллической решетки возрастает после КГД (Таблица).

Таблица. Влияние КГД на значения ОКР (D_{hkl}), микродеформации кристаллических решеток (ϵ_{hkl}^2)^{1/2} = $\Delta d/d$, плотность дислокаций (ρ), микротвердость стали 06МБФ ($H\mu$)

Состояние	$D_{ m hkl}$ (нм)	$\langle \varepsilon_{hkl}^2 \rangle^{1/2} = \Delta d/d$	ρ, cm ⁻²	<i>Н</i> μ, ΓΠа
исходное	>200	2×10 ⁻⁴	1,2×10 ⁹	2,0
КГД (<i>T</i> _{КГД} = 20°С)	40	3×10 ⁻³	1,0×10 ¹⁰	6,0
КГД (<i>T</i> _{КГД} =450°С)	50	4×10 ⁻³	0,9×10 ¹⁰	5,7

Нанокристаллическое состояние, сформированное в низкоуглеродистой стали, имеет высокие прочностные свойства, обусловленные измельчением структуры и наличием легирующих элементов в стали. Температура кручения ($T_{K\Gamma Д}=20^{\circ}$ С, $T_{K\Gamma Д}=450^{\circ}$ С) слабо влияет на прочностные характеристики стали. ИПД приводит к повышению средних значений микротвердости по сравнению с исходным состоянием (Таблица). Микротвердость в центральной части образца существенно ниже, чем на периферии. С удалением от центра микротвердость резко повышается, что свидетельствует о формировании неоднородной структуры стали 06МБФ при КГД.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОПАСНОМ СЕЧЕНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20 ПРИ ИСПЫТАНИИ НА УСТАЛОСТЬ

Морозов А.П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия <u>andre15@inbox.ru</u>

Работа посвящена влиянию схемы упрочнения поверхности образцов с галтелями на распределение остаточных напряжений в опасном сечении. Исследование выполнено по результатам испытаний на усталость цилиндрических образцов с галтелями, изготовленными из углеродистой стали 20. Испытания на усталость проводились с целью определения предела выносливости при изгибе. Анализу подвергались неупрочненные и упрочненные образцы диаметром 12 мм в рабочей части с галтелями четырех радиусов: r = 0,5 мм, r = 1 мм, r = 3 мм, r = 5 мм (рис. 1). Поверхностное упрочнение образцов производилось пневмодробеструйной обработкой стальной дробью диаметром 1,5-2,5 мм в течение 10 мин при давлении воздуха 0,28 МПа.



Рис. 1. Образец с галтелью для испытаний на усталость

В работе [1] детально представлены результаты определения предела выносливости σ₋₁ неупрочненных и упрочненных образцов. Было выявлено, что с ростом радиуса галтели предел выносливости как неупрочненных, так и упрочненных образцов возрастает.

При визуальном осмотре, а также при исследовании с помощью микроскопа (с большой глубиной фокуса) изломов образцов (упрочненных и неупрочненных) было установлено, что зарождение усталостной трещины, как правило, происходило не в наименьшем сечении (переход поверхности малого цилиндра в галтель), а в сечении, расположенном под некоторым углом θ к наименьшему сечению (рис. 1). Внешний вид усталостных трещин представлен на рис. 2.



Рис. 2. Зарождение усталостных трещин

С целью определения характера образования изломов, полученных при испытаниях образцов с галтелями, были выполнены расчеты методом конечноэлементного моделирования с использованием расчетного комплекса NASTRAN/PATRAN. Анализ данных показывает, что положение точки на поверхности галтельного перехода с наибольшими напряжениями σ_{ran}^{Hau6} зависит от радиуса галтели *r*. При увеличении радиуса *r* точка σ_{ran}^{Hau6} смещается к наименьшему сечению образца с галтелью. Следовательно, положение опасного сечения детали с галтельным переходом, определяемое углом θ_{on} , зависит от радиуса галтели, что необходимо учитывать в расчетах на прочность. Влияние радиуса галтели на положение опасного сечения в образце проанализировано также по данным распределения микротвердости, измеренным по Кнуппу (рис. 3, 4).



Рис. 3. Распределение микротвердости на образце с радиусом галтели r = 0,5 мм



Рис. 4. Распределение микротвердости на образце с радиусом галтели r = 3 мм

Таким образом, доказано, что положение опасного сечения в образце с галтельным переходом зависит от радиуса галтели. Установлено, что с увеличением радиуса опасное сечение перемещается в сторону наименьшего сечения образца.

Список литературы

Вакулюк В.С., Сазанов В.П., Филиппов А.А, Морозов А.П., Кожевников Д.Ю. Исследование методом конечно-элементного моделирования характера образования изломов образца с галтелями по результатам испытаний на усталость.//Математическое моделирование и краевые задачи. Труды девятой Всероссийской научной конференции с международным участием. Самара 2013. С. 75-79

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ ПРИ ТРЕНИИ

Тарасов С.Ю.¹, Лычагин Д.В.², Чумаевский А.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, ²Томский государственный архитектурно-строительный университет

г. Томск, <u>Tch7AV@rambler.ru</u>

Пластическая деформация металлов при трении затрагивает как поверхностный слой материала, приводя к образованию фрагментированного субмикрокристаллического зеренно-субзеренного слоя, так и существенную подповерхностную область, деформация в которой развивается посредством скольжения по плотноупакованным плоскостям [1,2]. Наиболее интересными объектами исследований характера пластической деформации в трибосопряжении являются монокристаллы, т.к. на пластическую деформацию в данном случае не оказывает влияние наличие двойников отжига и границ зерен. Исследования на монокристаллах позволяют определить влияние на пластическую деформацию ориентации отдельных зерен поликристаллического агрегата. На развитие пластической деформации монокристаллов при деформации сжатием существенное влияние оказывает кристаллографическая ориентация оси деформации и боковых граней [3-5]. При трении картина усложняется введением дополнительной составляющей оси в схеме напряженного состояния, изменением структуры, химического состава и текстурированием поверхностного слоя в ходе деформации. По данным авторов работ [6], фрагментация поверхностного слоя при трении начинается при небольшом количестве циклов нагружения. Целью настоящей работы является определение закономерностей фрагментации поверхностных слоев монокристаллов при трении.

В работе исследовали монокристаллы меди технической чистоты размером 3,5х3,5х7 мм с ориентацией оси сжатия [110] и трения– $[1\overline{11}]$, выращенные по методу Бриджмена. Испытания на трение проводили по схеме диск-палец, реализованной с помощью трибометра «TRIBOtechnic». Скорость скольжения составляла 50 мм/с при величине нормальной нагрузки $P_n = 12$ Н. Общая длина пути трения для каждого образца составляла 200 м. Трение проводили по кварцевому стеклу без смазки в различных направлениях. Фрагментация поверхностного слоя исследована с применением приставки для EBSD-анализа к растровому электронному микроскопу TESCAN VEGA II LMU.

Исследования фрагментации поверхностного слоя монокристаллов с данной кристаллографической установкой показывают, что изначально в монокристаллических образцах начинают формироваться плавные разориентировки, накопление которых приводит к формированию нескольких слоев с переориентированной кристаллической решеткой (рис. 1. a – направление оси нормального давления, b – направление оси трения, c – поперечное направление). Накопление разориентировок в припоперхностном слое приводит к образованию фрагментированного слоя с микрокристаллической структурой. На рис.1 видно, что отдельные границы являются незамкнутыми, другая их часть замыкается с образованием отдельных зерен или субзерен. При приближении к поверхности трения разориентировки увеличиваются и на расстоянии от 15 до 30 мкм от зоны контакта наблюдается образование больше-угловых границ.



Рис.1. Фрагментация поверхностного слоя [110]-монокристалла меди после испытаний (*a*-*c*) (зона трения в низу рисунков) и переориентация вдоль линии 1-2 между соседними точками (*d*) и относительно точки 1 (*e*)

Проведенные исследования показывают, что при трении моно-кристаллических образцов поверхностный слой разбивается на несколько слоев, по мере удаления от поверхности трения расположенных в порядке:

- 1. Фрагментиррованный слой с микрокристаллической структурой;
- 2. Слои с переориентированной решеткой;
- 3. Область плавных разориентировок постепенно переходящая к области 4;
- 4. Пластически деформированная область с исходной ориентацией монокристалла;
- 5. Недеформированный объем монокристалла.

Список литературы

- 1. Tarasov S. Yu., Kolubaev A.V. Formation of surface layer with nanosize grain-subgrain structure due to friction of a copper tool steel pair. // Metal science and Heat Treatment. V. 52, № 3, 2010. p. 183-188.
- S. Yu. Tarasov, D.V. Lychagin, A.V. Chumaevskij, E.A. Kolubaev and S.A. Belyaev. Subsurface Deformation in Copper Single Crystals during Reciprocal Sliding. // Physic of the Solid State, 2012, Vol. 54, № 10, pp. 2034-2038.
- 3. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Shaekhov R.V., Koneva N.A., Kozlov E.V., 2005. Evolution of deformation in nickel single crystals with the [001] compression axis orientation and {110} lateral faces. Phys. Mesomech., 8, 1-2, pp. 39-48.

- 4. Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V., 2006. Classification and scale hierarchy of structure elements in compression-strained fcc single crystals. Phys. Mesomech., 9, 1-2, pp. 63-72.
- 5. Lychagin D.V., 2006. Fragmentation of plastically deformed fcc metallic materials. Phys. Mesomech., 9, 3-4, pp.95-105.
- Y. Ohno, J. Inotani, Y. Kaneko and S. Hashimoto. Evolution of High-Angle Grain Boundaries in a (001) Copper Single Crystal Subjected to Sliding Wear // J. Japan Inst. Metals, Vol. 73, No. 12. – 2009. – P. 924 929.

ОЦЕНКА УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ МАГНИТОШУМОВЫМ МЕТОДОМ

Горбунова Н.В., Ломаев Г.В., Смирнова М.А., Созинов Д.С.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», РФ, СПб, ИжГТУ, г. Ижевск, РФ, СПб ГМТУ СПб, РФ mail@crism.ru

Опыт эксплуатации стальных сварных конструкций показал, что остаточные сварочные напряжения оказывают влияние на работоспособность сварных соединений. Напряжения от внешних нагрузок, суммируясь в сварных соединениях с собственными сварочными напряжениями и концентрируясь в местах дефектов, могут вызвать разрушение конструкции. Поэтому контроль уровня остаточных напряжений, ограниченных требованиями нормативной документации, является актуальным.

На сегодняшний день наиболее перспективным неразрушающим методом контроля остаточных напряжений непосредственно на конструкции является метод магнитных шумов, основанный на эффекте Баркгаузена, заключающийся в скачкообразном изменении намагниченности при плавном изменении перемагничивающего поля.

При оценке уровня напряженного состояния и его изменений в материале после термообработки, поверхностной пластической деформации, в зоне термовлияния при сварке, параметры шумов Баркгаузена обладают наиболее высокой чувствительностью.

Оценку уровня остаточных напряжений проводят используя корреляционные зависимости между величиной остаточных напряжений и показаниями магнитошумового структуроскопа. Корреляционные зависимости строят в координатах напряжение (МПа) – показания структуроскопа (мкА или деления) путем измерения величины напряжений рентгеноструктурным и магнитошумовым методами на торировочном (контрольном) образце из контролируемой стали.

Данная работа посвящена оценке уровня остаточных напряжений в рабочем колесе насосной турбины неразрушающим методом с использованием магнитошумового структуроскопа типа МС-20Б. Контролю подвергались околошовная зона лопатки. Материал лопатки сталь – 08Х15Н4ДМ, способ изготовления – прокат с последующей штамповкой.

Корреляционную зависимость для последующего контроля на реальной конструкции строили с использованием контрольного образца сварного соединения, изготовленного из стали 08Х15Н4ДМ. На контрольном образце проводили измерения остаточных напряжений рентгеноструктурным методом с использованием дифрактометра ИНАР и методом магнитных шумов в одних и тех же местах.

По полученным результатам была построена корреляционная зависимость между параметром магнитного шума и уровнем остаточных напряжений (рисунок 1), разработана методика оценки уровня остаточных напряжений в околошовной зоне сварного шва лопаток турбинного колеса.



Рис. 1. Корреляционная зависимость показаний прибора от напряженний

Используя зависимость параметров магнитного шума от напряжений, оценивали уровень остаточных напряжений от центра шва в сторону лопатки при параллельном и перпендикулярном перемагничивании относительно шва.

Выводы:

1. Разработана методика оценки уровня остаточных напряжений в околошовной зоне сварной конструкции магнитошумовым методом.

2. Определен уровень остаточных напряжений в сварном соединении рабочего колеса насосной турбины.

Список литературы

1. Ломаев Г.В. Метод магнитных шумов в неразрушающем контроле ферромагнетиков. Дефектоскопия. -1977.-№4, -С. 75-94

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, ПОЛУЧЕННОГО ПУТЕМ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Аккузин С.А.², Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия ²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия litovchenko@spti.tsu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности изучены структурнофазовые превращения в метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–8Ni–Ti (Fe– 18.02%Cr–9.77%Ni–1.4%Mn–0.59%Ti) в процессе последовательной деформации прокаткой, сначала вблизи температуры жидкого азота ($\varepsilon \approx 10\%$), затем при высоких температурах с вариацией T = 600 °C и 700 °C ($\varepsilon \approx 30\%$).

Показано, что пластическая деформация при температуре жидкого азота приводит к формированию а' и є мартенситных фаз, при этом объемное содержание а' – мартенсита составляет \approx 75%, а є – мартенсита не превышает \approx 5%. Особенностью дефектной структуры является ламельная структура, состоящая из тонких двойников аустенита, пакетов а' – мартенсита и отдельных пластин є – мартенсита. Полученный мартенсит является мартенситом деформации, поскольку выдержки исследованной стали при температуре жидкого азота не приводят к формированию мартенсита охлаждения.

Последующая пластическая деформация при температурах 600 – 700 °С приводит к обратному превращению ($\alpha' \rightarrow \gamma$) и формированию структуры, с объемным содержанием аустенита $\approx 95\%$ (по данным рентгеноструктурного анализа). Деформация при температуре 600 °С формирует в стали субмикрокристаллическую структуру, состоящую из аустенитных ламелей различных ориентаций. Между аустенитными ламелями наблюдаются как малоугловые, так и высокоугловые разориентировки, в том числе близкие к разориентировкам $\theta = 60^{\circ} < 110$ >, а также близкие к двойниковым разориентировкам. Кроме аустенитных ламелей наблюдаются мартенситные пластины, свидетельствующие о неполном обратном превращении мартенсита в аустенит. В части аустенитных ламелей наблюдается высокая плотность дислокаций, в других дислокационная структура отсутствует, что свидетельствует об участии процессов возврата и динамической рекристаллизации в формировании дефектной структуры.

Повышение температуры деформации до 700 °С приводит к увеличению средних размеров аустенитных фрагментов (по сравнению с прокаткой при T = 600 °С), повышению доли малоугловых, а также двойниковых границ разориентации, формированию протяженных аустенитных областей. Мартенситные ламели встречаются значительно реже, в аустенитных областях интенсивнее развиваются процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Характерные особенности дефектной структуры аустенита после цикла низкотемпературной и высокотемпературной деформации свидетельствуют о реализации прямых и обратных деформационных мартенситных превращений, при этом обратные превращения в процессе деформации реализуются по другим (альтернативным) системам, что приводит к «размножению» ориентаций аустенита и формированию ламельной структуры субмикрокристаллического масштаба.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Дельгадо Рейна С.Ю.¹⁾, Табатчикова Т.И.¹⁾, Яковлева И.Л.¹⁾, Плохих А.И.²⁾

 ⁽¹⁾ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, phym@imp.uran.ru
 ²⁾ МГТУ им. Баумана, Москва, plokhikh@bmstu.ru

Методами металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура многослойного металлического материала (МСМ), полученного по технологии горячей пакетной прокатки из композитной заготовки на основе листов нержавеющих сталей 08Х18 и 08Х18Н10.

Практический интерес к созданию многослойных материалов (МСМ) связан с возможностью получения высокого комплекса физико-механических свойств материала, принципиально отличных от свойств его отдельных составляющих. При этом определяющее влияние на механические свойства, наряду с прочностью межслойных границ, оказывает структура, сформированная в слоях композита. Измельчение структурных элементов до субмикрокристаллического уровня приводит к повышению прочностных свойств при сохранении пластичности и трещиностойкости. Одним из способов измельчения зеренной структуры с помощью интенсивной пластической деформации является аккумулирующая прокатка с соединением (ARBметод). Этот метод позволяет получить ультрамелкозернистую (и даже нанокристаллическую) структуру в алюминиевых и медных сплавах, в заготовках на основе пары взаимно нерастворимых металлов, а также в заготовке на основе одного металла, имеющего различное кристаллическое строение. Одним из важнейших условий, позволяющим наследовать исходное ламинарное строение заготовки от одного технологического цикла к другому, является предотвращение фазовой и структурной перекристаллизации на межслойных границах. В отличие от традиционных многослойных материалов (би- и триметаллов), в которых образование общих зерен на границах раздела приветствуется, в материалах с истинно ламинарной структурой это является недопустимым. Нарушение регулярного расположения слоев вследствие исчезновения высокоугловой разориентировки между ними делает невозможным постепенное утонение слоев деформацией прокатки.

Целью настоящей работы являлось исследование особенностей структурного строения МСМ, прошедшего два технологических цикла пакетной прокатки и изначально представляющего собой композитную заготовку с чередующимися слоями ферритной и аустенитной стали.

Для проведения многопроходной прокатки был сформирован пакет, состоящий из 100 чередующихся между собой листов сталей 08Х18 и 08Х18Н10 толщиной 0,5 мм. Перед прокаткой проводили мерную резку заготовок, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакууммирование пакета, нагрев в печи до температуры 1000°С и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки. В результате реализации двух полных циклов были получены листы толщиной 2 мм, в которых сформировалась разнотолщинная ламинарная структура с общим числом слоев около 2000 шт.

Исследование показало, что структура образца имеет сложное строение. Присутствуют полосы с повышенной травимостью, содержание никеля в которых достигает 8%, что позволяет считать, что первоначально данный слой являлся аустенитной сталью. Располагающийся рядом участок имеет слоистую структуру и содержит несколько фаз – серую «матрицу» и светлую фазу в виде удлиненных «островков». Согласно результатам локального химического микроанализа, эти «островки» представляют собой участки ферритной фазы, а в «матрице» содержится до 5 вес.% Ni, что меньше, чем в полосах с повышенной травимостью, но заметно больше, чем в исходных заготовках стали 08Х18, что может быть вызвано только диффузией никеля. Известно, что интенсивная пластическая деформация и повышенные температуры способствуют развитию диффузионных процессов, которые, в свою очередь, значительно меняют последовательность превращений. Сначала происходит насыщение никелем приграничных слоев ферритной стали, при этом зоны, прилегающие к границе раздела 08X18H10 / 08X18 при высокой температуре прокатки (1000°C) испытывают $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, то есть становятся аустенитом, который при последующем охлаждении претерпевает мартенситное превращение. Вследствие диффузии никеля, происходящей при высокой температуре прокатки, слои ферритной стали 08Х18 становятся более тонкими, прерываются, однако не исчезают полностью, сохраняясь в виде «островков» удлиненной формы. Сохранение ферритных слоев стало возможным благодаря крайне низкой диффузионной подвижности никеля в слоях ферритной стали. Таким образом, наблюдается структура, обусловленная значительной неоднородностью по химическому составу аустенита, образовавшегося при температуре прокатки, а также сохранением «островков» исходной ферритной стали. Слои с повышенным содержанием никеля, которое было «унаследовано» от исходной заготовки стали 08X18H10, при последующем охлаждении претерпевают γ→α превращение с образованием пластинчатого мартенсита и остаточного аустенита. В слоях с низким содержанием никеля, образование которых связано с развитием диффузионных процессов, при охлаждении образуется реечный (пакетный) мартенсит, либо бескарбидный бейнит с субзеренным строением.

Выводы:

В результате горячей пакетной прокатки композитной заготовки, состоящей из нержавеющих сталей 08Х18 и 08Х18Н10, после завершения двух технологических циклов синтезируется многослойный материал с толщинами слоев от 1,5 мкм до 5 мкм. Межслойная диффузия никеля способствует выравниванию химического состава по сечению, однако при этом между слоями сохраняется химическая неоднородность и связанная с ней неоднородность структуры. Многопроходная пакетная прокатка композитных заготовок, состоящих из нержавеющих сталей на основе ОЦК и ГЦК-решеток, является методом формирования ультрадисперсной структуры в листовом материале, которая представляет собой чередование слоев феррита и мартенсита, а также бескарбидного бейнита с субмикрокристаллическим строением.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта Президиума РАН № 12-П-2-1030.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ

Жариков Е.С., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Никитина А.А., Перлович Ю.А.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва ESZharikov@mephi.ru

Ферритно-мартенситные стали в настоящее время являются наиболее перспективными материалами для изготовления оболочек и чехлов ядерных реакторов, а также первой стенки ТЯР. Это обусловлено их малой наведенной активностью, низким вакансионным распуханием, высокой устойчивостью к высокотемпературному и гелиевому охрупчиванию. Особый практический интерес представляют ферритномартенситные стали, дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО), которые, в дополнение к указанным свойствам, обладают также устойчивостью к высокотемпературной ползучести [1]. Изучение структурных особенностей таких сталей и, в частности, их структурной неоднородности, неизбежно возникающей в процессе изготовления из них конкретных изделий, имеет важное прикладное и фундаментальное значение, способствуя пониманию механизмов формирования свойств, выделяющих эти стали из числа других реакторных материалов.

В данной работе было предпринято изучение труб из ферритно-мартенситной стали ЭП450 ДУО, содержащей 0,35 масс.% оксида иттрия Y₂O₃, методами современной рентгеновской дифрактометрии. Трубы диаметром 13,0 мм при толщине стенки 1,0 мм находились в разных структурных состояниях – после холодной прокатки и после термической обработки, сопряженной с рекристаллизацией.

Рентгеновское исследование включало текстурный анализ методами прямых и обратных полюсных фигур [2–3] и анализ субструктурной неоднородности методом обобщенных полюсных фигур [4]. Кроме того, на исследуемых образцах для внешней и внутренней поверхностей стенки трубы проводилась запись дифракционных спектров с целью выявления эффектов, обусловленных действием макронапряжений. Применялся рентгеновский дифрактометр Bruker D8 Discover, снабженный позиционно-чувствительным детектором. При обработке результатов рентгеновских измерений, включающих обширные массивы экспериментальных данных, был использован комплекс компьютерных программ, созданных в НИЯУ МИФИ параллельно с разработкой дифрактометрических методик.

Поскольку изготовление труб сопряжено с большими пластическими деформациями, материал трубы оказывается в результате сильно текстурованным и, как и в любом металлическом материале с развитой текстурой деформации, в нем возникает значительная субструктурная неоднородность, выражающаяся в резком различии показателей деформационного упрочнения и склонности к последующей рекристаллизации в разных зернах в зависимости от их места в текстуре трубы. Причем, введение ДУО в сталь может приводить к перераспределению деформационного наклепа, характерного для исходной матрицы, не содержащей ДУО. Только рентгеновский метод обобщенных полюсных фигур позволяет расщепить информацию о структуре материала на данные, относящиеся к зернам разных текстурных компонент с ориентациями, отстоящими от текстурных максимумов и минимумов на разные угловые расстояния.

В качестве иллюстрации возможностей использованного подхода к изучению труб из ДУО стали приведем здесь следующие результаты. На рис. 1 представлены (*a*) прямая полюсная фигура ППФ {001} для внутренней стороны стенки трубы, (δ) обобщенная полюсная фигура ОППФ β_{002} , показывающая распределение полушири-

ны рентгеновской линии (002) для того же образца, и (*в*) диаграмма корреляции между ОППФ β_{002} и ППФ {001}, где абсцисса каждой точки (φ , ψ) на диаграмме корреляции равна полюсной плотности в этой точке на ППФ {001}, а ордината – угловой полуширине β_{002} в той же точке на ОППФ β_{002} . Аналогичные диаграммы, построенные для внешней стороны стенки трубы, имеют подобный же вид, но существенно более размыты, причем, средний уровень величин β_{002} для внешней стороны стенки трубы оказывается значительно выше, чем для внутренней стороны.



Рис. 1. Субструктурная неоднородность трубы из стали ЭП450 ДУО, холодная прокатка, внутренняя сторона стенки трубы: *a* – ΠΠΦ {001}; *б* – ОПΠΦ β₀₀₂; *в* – Диаграмма корреляции между ОППΦ β₀₀₂ и ΠΠΦ {001}

На рис. 2 показаны гистограммы распределения полуширины рентгеновской линии (002), характеризующей состояние кристаллической решетки α-Fe вдоль осей <001> с разными ориентациями на ППФ{001} для внешней и внутренней сторон стенки трубы.



Учитывая, что содержание ДУО в стали слишком мало для того, чтобы быть непосредственно зафиксированным, мы судим о влиянии ДУО на субструктуру стали по сопутствующим эффектам и в данном случае – по дополнительному уширению рентгеновской линии для внешней стороны стенки трубы. Заключаем поэтому, что в процессе прокатки трубы ДУО перераспределяются таким образом, что на внешней стороне трубы оксидных частиц оказывается больше, нежели на внутренней, чему способствует, как показывают измерения параметра решетки, преобладание на внешней стороне трубы растягивающих макронапряжений.

Список литературы

- 1. Steckmeyer, M. Praud, B. Fournier et al. Journal of Nuclear Materials, 2010,v. 405, p. 95-100.
- Бородкина М.М., Спектор Э.Н. "Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов". – М.: Металлургия, 1981 г.
- 3. Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 5. С. 27-30.
- Yu. Perlovich, H.-J. Bunge, M. Isaenkova Textures & Microstructures, 1997, v. 29, p. 241-266.

СТРУКТУРА ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ

Лебедева Л.Ю., Григорьев Е.Г., Олевский Е.А.

Лаборатория электромагнитных методов производства новых материалов Национальный Исследовательский Ядерный Университет "МИФИ", Москва, Россия lebedeva.l.yu@yandex.ru

В настоящее время интенсивно развиваются электроимпульсные методы спекания порошков, принцип которых заключается в совместном воздействии на материал мощного электрического разряда и механического давления. Эти методы можно отнести к высокоэффективным методам консолидации. Оптимальные параметры процесса высоковольтной консолидации существенно зависят от исходных свойств спекаемых порошков и, в частности, от проводимости порошков металлов и сплавов при воздействии на образцы механического давления. В свою очередь, проводимость металлических порошков сильно зависит от распределения частиц порошка по размерам. Таким образом, необходимо знать какое влияние оказывают размеры и форма частиц порошка на закономерности процесса ВЭС.

Методы электроконсолидации могут быть разделены на две основные группы [1]:

1) с помощью низковольтного источника тока [2] (напряжение порядка десятков вольт и ток порядка тысяч ампер) – так называемое спекание сопротивлением;

2) с помощью высоковольтного источника питания; высоковольтный конденсатор разряжается через порошковый образец (напряжение порядка десятков киловольт и ток порядка сотни тысяч ампер) – высоковольтное электро-разрядное спекание (ВЭС)

В настоящей работе рассмотрено влияние амплитуды импульсного тока и различных форм частиц порошка сплава Zr+1%Nb на плотность образцов, полученных методом высоковольтной электроимпульсной консолидации (ВЭК).

Порошковый образец представляет собой стержень круглого сечения диаметром 13.7 мм и высотой до 80 мм. Порошок засыпается в не проводящую электрический ток керамическую матрицу. Прикладываемое внешнее давление достигает 400 МПа. Высоковольтный импульс тока, проходящий через порошок, интенсивно нагревает области межчастичных контактов, сваривая частицы порошка.

Количество джоулева тепла и температура консолидированного образца зависят от проводимости порошкового материала. Поэтому оптимальные параметры процесса ВЭС различны для образцов с частицами сферической и чешуйчатой форм. Электрическая проводимость компактов зависит от свойств поверхностных пленок на частицах порошка, от величины внешнего давления и от параметров импульса тока.

В работе была изучена экспериментальная зависимость проводимости порошков с частицами сферической и чешуйчатой форм от величины давления. При приложении к порошковому образцу постоянного давления его электрическая проводимость в течение 1–2 минут стремится к постоянной величине. В нашем случае перед измерением электропроводности давление прикладывалось в течение двух минут.

Характер поведения частиц при консолидации определяется контактным взаимодействием. Для частиц порошка чешуйчатой формы при давлениях меньших 200 МПа идет процесс переупаковки. Частицы более плотно прилегают друг к другу, проводимость порошка увеличивается. Для частиц сферической формы переупаковка существенно меньше, поэтому проводимость растет монотонно.

Наиболее важными факторами, определяющими результат ВЭС-процесса, являются приложенное давление и амплитуда импульса тока в порошковом образце [3]. Нами было рассмотрено влияние импульсного тока на плотность консолидированных образцов порошка сплава Zr+1%Nb. Следует отметить, что для получения одинаковой степени уплотнения частиц различной морфологии необходимы разные величины давления.

Металлографические исследования показали сохранение исходной микроструктуры частиц порошка после процесса ВЭС.

Список литературы

- Orru R., Licheri R., Locci A. M., Cincotti A., Cao G. Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering // Materials Science and Engineering. 2009. R. 63. P. 127–287.
- 2. Чувильдеев В.Н., Москвичева А.В., Баранов Г.В. Сверхпрочные нанодисперсные вольфрамовые псевдосплавы, полученные методом механоактивации и электроимпульсного плазменного спекания // Письма в ЖТФ. 2009. Т. 35. В. 22. С. 23-32.
- 3. Grigoryev E. High Voltage Electric Discharge Consolidation of Tungsten Carbide Cobalt Powder. Rijeka, Croatia: InTech, Janeza Trdine. 2011. P. 345.

УСЛОВИЯ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ЗАВИСИМОГО ПОТЕНЦИАЛА В МЕТОДЕ МОЛЕУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Нагорнов Ю.С., Кац А.В.

Тольяттинский Государственный Университет, г. Тольятти, Россия Nagornov.Yuri@gmail.com

В современных научных публикациях температурная зависимость потенциала межатомного взаимодействия обосновывается для каждого частного случая отдельно [1–7], именно поэтому обобщение на случай молекулярной динамики представляется актуальным и новым. Для этого определим потенциальную энергию атома в кристалле при различных температурах и оценим влияние изменения этой энергии на решение уравнения Ньютона в методе МД. В рамках аппарата квантовой механики в соответствии с теоремами Эренфеста механические величины заменяются соответствующими операторами импульса, силы и координаты [8]. Следствием теорем Эренфеста для среднего по ансамблю состояния механических величин в одномерном случае является квантовое уравнение Ньютона:

$$\mu \cdot \frac{\partial^2 \overline{x}}{\partial t^2} = -\frac{\overline{\partial U(x)}}{\partial x},$$

где μ – масса волнового пакета атома, $\overline{U(x)}$ – усредненная потенциальная энергия атома в кристалле, \overline{x} – центр масс волнового пакета в кристалле. При этом атом представляется в виде волнового пакета, т.е. его волновая функция Ψ отлична от нуля заметным образом лишь в очень малой пространственной области Δx . Волновая функция включает волновые функции всех электронов и ядра атома. Мы не разделяем волновые функции, связанные с ядром атома и волновые функции, связанные со всеми его электронами. Таким образом, мы рассчитываем силу, действующую на атом, как сумму сил, действующих на ядро и электроны атома. Если бы среднее значение координаты изменялось, согласно классическому уравнению Ньютона и форма пакета не менялась бы, то движение атома или волнового пакета $|\Psi|^2$ можно было бы рассматривать как движение материальной точки, подчиняющейся классической механике, на основе которой построен метод МД. Описание движения атома в рамках квантовой механики не позволяет этого сделать по двум причинам. Во-первых, волновой пакет расплывается, во-вторых, чтобы движение центра масс пакета \overline{x}

совпадало с движением материальной точки в поле U(x), необходимо выполнение условия:

$$\frac{\partial U}{\partial x} = \frac{\partial U(\overline{x})}{\partial \overline{x}}$$

Последнее равенство в общем случае не имеет места и выполняется только при определенных условиях, которые также ограничивают метод молекулярной динами-

ки. По определению среднее значение силы можно определить через оператор $-\frac{\partial \hat{U}}{\partial x}$ [8, 9]:

$$-\frac{\overline{\partial U}}{\partial x} = -\int \psi^* \cdot \frac{\partial U}{\partial x} \cdot \psi \cdot dx$$

После некоторых преобразований и разложения в ряд при условии, что волновой пакет не расплывается за время наблюдения, получаем, что квантовое уравнение Ньютона можно записать в виде [9]:

$$\mu \cdot \frac{\partial^2 \overline{x}}{\partial t^2} = -\frac{\overline{\partial U(x)}}{\partial x} = -\frac{\partial U(\overline{x})}{\partial \overline{x}} - \frac{1}{2!} \cdot \frac{\partial^3 U(\overline{x})}{\partial \overline{x}^3} \cdot \overline{\Delta x^2} - \dots$$

Как известно, дисперсия волнового пакета зависит от температуры, поэтому перепишем квантовое уравнение Ньютона в следующем виде:

$$\mu \cdot \frac{\partial^2 x}{\partial t^2} = -\frac{\partial U_{eff}(\overline{x}, T)}{\partial \overline{x}},$$

rge $\frac{\partial U_{eff}(\overline{x}, T)}{\partial \overline{x}} = \frac{\partial U(\overline{x})}{\partial \overline{x}} + \frac{1}{2!} \cdot \frac{\partial^3 U(\overline{x})}{\partial \overline{x}^3} \cdot \frac{1}{\rho^{\alpha} \cdot N} \sum_s \overline{\Delta x_s^2} \cdot g_s \cdot e^{-\frac{\varepsilon_s}{kT}} + .$

Полученное уравнение не определяет форму межатомного потенциала, но позволяет определить, как можно модифицировать потенциал, используемый классическим методом МД. С учетом условий перехода из квантовой в классическую механику на вид потенциала $U_{eff}(x,T)$ накладываются те же ограничения, что и наU(x). С другой стороны изменение потенциала с температурой должно быть много меньше исходных абсолютных значений. С в первом приближении потенциал $U_{eff}(x,T)$ можно взять в виде функции с линейными коэффициентами от температуры, как это было сделано в работе [3], так чтобы температурные изменения имели второй порядок малости по отношению к $U(\bar{x})$, т.е. можно поставить задачу найти эффективный потенциал в виде:

 $U_{eff}(r,T) = U(r) + \delta U(r,T)$, где $|U(r)| \gg |\delta U(r,T)|$

Полученное выражение и определяет главное условие, позволяющее найти форму и параметры температурной зависимости потенциала в методе молекулярной динамики.

Список литературы

- 1. 1.H. Wennerstrom, J. Daicic and B.W. Ninham, Phys. Rev. A 60, 2581 (1999)
- 2. S. Khakshouri, D. Alfè and D.M. Duffy, Phys. Rev. B 78, 224304 (2008)
- 3. A.K. Subramaniyan and C.T. Sun, Nanotechnology 19, 285706 (2008)
- 4. C. Schäfer, H.M. Urbassek and L.V. Zhigilei, Phys. Rev. B 66, 115404 (2002)
- 5. D.S. Ivanov and L.V. Zhigilei, Phys. Rev. B 68, 064114 (2003)
- 6. A. Duvenbeck and A. Wucher, Phys. Rev. B 72, 165408 (2005)
- 7. V.S. Guthikonda and R.S. Elliott, Continuum Mechanics and Thermodynamics 21(4), 269 (2009)
- 8. A. Messiah, Quantum mechanics (Dover Publications, New York, 1999)
- 9. A. Yariv An introduction to theory and applications of quantum mechanics (Wiley, New York, 1982).

ФИЗИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ СПОСОБА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПО ДИНАМИКЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ФАКТОРА С ТЕМПЕРАТУРОЙ В МЕТОДЕ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Кац А.В., Нагорнов Ю.С.

Тольяттинский Государственный Университет, г. Тольятти, Россия AndrewVKats@gmail.com

Моделирование фазового перехода методом молекулярной динамики (МД) возможно с использованием нескольких подходов. Одним из способов является создание двух массивов атомов с границей между ними, при этом первый массив соответствует расплавленному состоянию, а второй – кристаллической фазе. Для такой конфигурации проводится расчет методом МД при заданной температуре. На определенном этапе система приходит в состояние термодинамического равновесия, после чего определяется ее поведение. Если граница смещается в сторону увеличения расплава, следовательно, энергии атомов, находящихся в области твердой фазы, достаточно для плавления, и наоборот. В работе [0] для стехиометрического диоксида урана таким образом была определена температура фазового перехода в диапазоне 3400–3600 К, что на 280–480 К выше экспериментального значения.

Другой способ основывается на анализе радиальной функции распределения плотности частиц. Положения максимумов этой функции соответствуют координационным сферам в кристалле, с ростом температуры амплитуда пиков постепенно уменьшается, а при плавлении нарушается их порядок. В частности, меняется количество пиков и расстояние между ними, что свидетельствует о разупорядочении системы атомов. Однако и этот способ дает завышенные значения точки плавления, поскольку время расчета в МД не превышает нескольких наносекунд. За столь малое время процесс плавления не может быть завершен, именно поэтому считается, что МД всегда дает завышенную оценку температур фазового перехода.

Наиболее интересным способом определения температуры перехода является метод, при котором критерием упорядоченности в кристалле выбирается структурный фактор [0]. Структурный фактор – величина, характеризующая способность одной элементарной ячейки кристалла когерентно рассеивать рентгеновское излучение в зависимости от числа атомов, их координат и атомных факторов рассеяния. Эта величина связана с амплитудой рассеяния падающего излучения:

$$I(\vec{k}) \sim \left| S(\vec{k}) \right|$$

Установленным фактом также является, что интенсивность дифракционных максимумов экспоненциально убывает с температурой [2]. Таким образом, можно предположить, что температурная зависимость квадрата структурного фактора будет также экспоненциальной.

С целью определения температуры фазового перехода вычисляется нормированный квадрат модуля структурного фактора отдельно для подрешеток урана и кислорода в направлениях (001), (010) и (100) в соответствии с формулой:

$$\left|S_{\alpha}(\vec{k})\right|^{2} = \frac{1}{f_{\alpha}^{2}N^{2}} \left[\left(\sum_{n=1}^{N} f_{\alpha}\cos(\vec{k}\cdot\vec{r_{n}})\right)^{2} + \left(\sum_{n=1}^{N} f_{\alpha}\sin(\vec{k}\cdot\vec{r_{n}})\right)^{2} \right]$$

где индекс α соответствует атомам урана или кислорода, N – количество атомов в системе, f_{α} – атомный фактор рассеяния, вектор \vec{k} – вектор обратной решетки, вектор \vec{r}_n – вектор выбранного направления.

Расчет методом МД показывает, что температурная зависимость квадрата усредненного структурного фактора, построенная в логарифмическом масштабе, для диоксида урана подчиняется линейному закону вплоть до температур 2200 К. Далее в области температуры перехода в суперионное состояние ~2600 К происходит постепенное изменение характера колебаний атомов кислорода, при этом начинается резкий рост числа дефектов в его подрешетке, что, в свою очередь меняет амплитуду колебаний атомов урана, и угол наклона зависимостей существенно меняется. Линейный характер зависимостей сохраняется до температуры плавления кристалла 3100–3200К, дальнейшие изменения связаны с переходом в расплавленное состояние.

Таким образом, температуры плавления подрешеток кислорода и урана, определенные по точкам перегиба на полученной температурной зависимости равны 2600К и 3200К соответственно. Рекомендуемые экспериментальные значения в литературе приводятся как 2670К и 3120К [3]. Для сравнения, приведем данные, полученные другими авторами при помощи метода, основанного на анализе положения границы фаз:

Автор	Температура плавления, К		
Basak	3540±65		
Morelon	3500±65		
Walker	3360±40		
Yamada	4155±55		
Данная работа	3200±50		

Таким образом, определение температур фазовых переходов по динамике изменения структурного фактора с температурой методом МД позволяет проводить расчет с лучшим согласием с экспериментальными значениями по сравнению с другими расчетными методами.

Список литературы

- 1. Govers K., Lemehov S., Hou M., Verwerft M., Comparison of interatomic potentials for UO2: Part II: Molecular dynamics simulations // Journal of Nuclear Materials 376, (2008) 66-77.
- 2. Ч. Киттель. Введение в физику твердого тела. М.: Наука, 1978
- Fink J.K. Thermophysical properties of uranium dioxide // J. Nuclear Materials. 2000. V. 279. P. 1-18

РАСЧЕТ ТЕПЛОЕМКОСТЕЙ ДИОКСИДА УРАНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРНО-ЗАВИСИМОГО ПОТЕНЦИАЛА

Кац А.В., Нагорнов Ю.С.

Тольяттинский Государственный Университет, г. Тольятти, Россия <u>AndrewVKats@gmail.com</u>

Наиболее распространенным актинид-оксидным топливом для изготовления тепловыделяющих элементов является UO2. Изучение его поведения и свойств в условиях жесткого облучения и высоких температур является очень важным направлением исследования с точки зрения повышения эффективности и безопасности получения электроэнергии. Однако экспериментальное исследование материала в таких опасных условиях представляется затруднительным.

В данной ситуации хорошим выходом является применение теоретических методов исследования и моделирования. Одним из таких методов является молекулярная динамика (МД). В случае классической молекулярной динамики, для описания движения частиц используется система дифференциальных уравнений Ньютоновской механики. При этом состояние среды полностью определяется положением и скоростями составляющих его частиц – атомов.

Для нахождения сил, действующих на частицы, необходимо вычислить энергию взаимодействия системы. В общем случае эту энергию можно представить в виде суммы кулоновской (дальнодействующей) и некулоновской (короткодействующей) составляющих:

$$U = U_{K} + U_{HK}$$

Первое слагаемое задается классическим выражением потенциала Кулона, однако определение второго слагаемого не является тривиальной задачей. Различными авторами используется несколько наиболее распространенных форм короткодействующего потенциала, таких как потенциал Борна-Майера:

$$U(r_{ij}) = \frac{z_i z_j e^2}{r_{ij}} + f(b_i + b_j) \exp\left(\frac{a_i + a_j - r_{ij}}{b_i + b_j}\right) - \frac{c_i c_j}{r_{ij}^6}$$

Подбор параметров потенциала чаще всего осуществляется на основании экспериментальных данных, после чего они не меняются на протяжении всех расчетов. Как показано в различных публикациях [0], такой подход может давать хорошие результаты для одного-двух вычисляемых параметров материала при невысоких температурах. С повышением температуры расхождение с экспериментом значительно вырастает. А зачастую, результаты расчета могу быть далеки от эмпирически полученных данных во всем диапазоне температур.

В работе предлагается новый подход к выбору параметров потенциалов, а именно – ввод зависимости этих параметров от температуры. То есть, коэффициенты в потенциале Борна-Майера можно представить в виде:

$$\begin{cases} z(T) = \begin{cases} 1.2012 - 2,6555 \cdot 10^{-6} \cdot T, \ T < T_0 \\ 1.2279 - 1,3105 \cdot 10^{-5} \cdot T, \ T > T_0 \end{cases} \\ f(T) = \begin{cases} 4.0149 \cdot 10^{-2} - 3.1500 \cdot 10^{-6} \cdot T \ 3B / A, \ T < T_0 \end{cases}, \ T_0 = 2667K \\ 3.4853 \cdot 10^{-2} - 1.1223 \cdot 10^{-6} \cdot T \ 3B / A, \ T > T_0 \end{cases}$$

Для подтверждения правильности выбранного подхода было произведен расчет некоторых температурной зависимости изобарной и изохорной теплоемкостей диоксида урана, после чего полученные результаты сравнивались с данными других авторов и экспериментом.

Расчетные зависимости C_V практически совпадают с C_P [0], поэтому представляет интерес рассмотреть отношение $C_P \ltimes C_V$, представленное на рисунке. В классическом случае $C_P > C_V$, поэтому на рисунке отделены области ниже и выше единицы, так как ниже единицы область является нефизической. В нефизическую область отношения $C_P \ltimes C_V$ попадают расчеты на основе всех потенциалов, кроме температурно-зависимого. Результат расчета на основе температурно-зависимого потенциала показывает в данном случае свое преимущество по нескольким пунктам. Во-первых, практически во всем температурном диапазоне 500–3000К полученные значения лежат в физической области выше единицы. Во-вторых, с учетом высокой погрешности экспериментальных данных [3] результаты попадают в область разброса значений. В-третьих, расчетная и экспериментальная кривые по форме близки, имеют перегибы при 1300–1500К и максимумы при 2500-2700К.



Сравнение результатов расчетов с температурно-зависимым потенциалом и расчетов, полученных на основе наиболее применяемых на сегодняшний день потенциалов, показало перспективность использования предложенной методики на примере расчета теплоемкостей диоксида урана. Как показано выше, отношение теплоемкостей C_P к C_V для всех потенциалов попадают в нефизическую область меньше единицы, а расчет на основе температурно-зависимого потенциал согласуется в пределах погрешности экспериментальных данных.

Список литературы

- 1. Govers K., Lemehov S., Hou M., Verwerft M., Comparison of interatomic potentials for UO2: Part II: Molecular dynamics simulations // Journal of Nuclear Materials 376, (2008) 66-77.
- Fink J.K. Thermophysical properties of uranium dioxide // J. Nuclear Materials. 2000. V. 279. P. 1-18

ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Гладковский С.В., Трунина Т.А., Коковихин Е.А., Каманцев И.С., Кутенева С.В., Бородин Е.А.

ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия gsv@imach.uran.ru

В работе приведены результаты механических испытаний полученных методом пакетной прокатки слоистых композиционных материалов на основе сталей с прослойками из пластичных металлов. Установлено, что данные материалы имеют повышенный уровень прочностных свойств по сравнению с металлом основы. Так, 7- и 27-слойные композиты на основе стали 006/IF и прослойками из алюминия АДО имеют временное сопротивление разрыву и предел текучести соответственно в 1,5– 1,6 раза и в 3,5–3,2 раза выше этих характеристик стали 006/IF в исходном отожженном состоянии, и в 2,8–2,5 раза выше этих характеристик стали 006/IF после прокатки с обжатием 54%. Значительное повышение прочностных свойств наблюдалось и в композитах на основе 09Г2С и 08кп. В тоже время сравнительный анализ композитов из стали 09Г2С, полученных сваркой взрывом и пакетной прокаткой с введением пластичных прослоек, выявил увеличение прочностных свойств композита с прослойками над уровнем прочностных свойств композита полученного сваркой взрывом.

На примере полученного пакетной прокаткой 11-слойного композита на основе стали 09Г2С с прослойками из высокопластичного сплава АМц показано (см. табл.), что при ориентации фронта трещины перпендикулярно плоскости раздела слоев материал в условиях динамического нагружения сохраняет высокие значения ударной вязкости, работы распространения трещины и динамической трещиностойкости в интервале температур от комнатной до жидкого азота. При такой схеме расположения слоев работа на распространение трещины в 3–6 раз превышает работу, затрачиваемую на ее зарождение. При этом полного разрушения всех слоев композита не происходит. Выявленный эффект торможения трещины в композите связывается, главным образом, с диссипацией энергии разрушения межслойными границами и тонкими прослойками из пластичного алюминиевого сплава.

	Температура	Работа	Работа	Работа	Ударная	Динамическая
Номер	испытания,	разрушения,	зарождения	распространения	вязкость,	трещиностойкость,
Образца			трещины,	трещины,	KCV	Jid
	⁰ C	Дж	Дж	Дж	МДж/м ²	МДж/м ²
I (поперек)	20	162,6	31,5	131,1	>2,02	0,78
II(поперек)	-40	173,0	40,4	132,6	>2,18	1,01
III (вдоль)	20	32,85	5,31	27,5	0,42	0,18
IV (поперек)	-196	137,2	19 <mark>,</mark> 0	118,2	>1,72	0,48

Таблица. Результаты испытаний 11-слойного композита «09Г2С-АМц» на ударную вязкость и динамическую трещиностойкость

Влияние пластичной прослойки на характеристики циклической трещиностойкости было изучено на примере 3-х слойного композита 09Г2С+АМц+09Г2С, полученного пакетной прокаткой. Испытания проводились на высокочастотной резонансной испытательной машине MIKROTRON. Использовался образец с острым надрезом с радиусом в вершине 0,25 мм. Испытания проводились по схеме трехточечного изгиба с постоянным усилием цикла и частотой нагружения 100 Гц. Полученная кривая живучести сопоставлялась с изменением резонансной частоты нагружения. Так, по изменению резонансной частоты можно качественно судить о длине трещины и скорости ее продвижения. Из рисунка видно, что при подходе к алюминиевому слою – скорость роста трещины резко возросла (точка «а»). Это объясняется тем, что прочность алюминиевой прослойки значительно ниже и ее разрушение может носить скорее квазистатический характер. Однако при дальнейшем нагружении распространение трещины прекратилось и только после ~5*10⁴ циклов произошло зарождение усталостной трещины и ее дальнейшее распространение в стальном слое (участок от т. «б» до т. «в»). Таким образом, можно считать, что эффект торможения усталостной трещины реализуется, в основном, при ее переходе из центрального алюминиевого во внешний стальной слой. Наблюдаемое поведение усталостной трещины в слоистом материале вызвано отсутствием в новом стальном слое концентратора напряжений, на формирование которого требуется дополнительное число циклов нагружения.



Рис. Кривая живучести композита «09Г2С-АМц-09Г2С». 1 – Длина трещины, определяемая оптически, 2 – изменение частоты колебаний

Полученные результаты испытаний композиционных материалов позволяют сделать вывод о том, что на характеристики прочности и трещиностойкости полученных деформационным методом слоистых металломатричных композитов оказывают влияние, как механические свойства составляющих слоев, так и особенности технологии изготовления и конструкции композитов (наличие пластичных прослоек, характер чередования и соотношение толщины слоев). На примере сталеалюминиевого композита, полученного пакетной прокаткой, выявлены особенности распространения фронта усталостной трещины в слоистом материале и эффект ее торможения при переходе от центрального пластичного к внешнему стальному слою.

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы президиума РАН №25, проекта молодых ученых УрО РАН № 13-1-НП-680 и гранта РФФИ в рамках научного проекта №12-03-31374 мол а.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ И ПРИРОДЫ ПОДЛОЖКИ НА МОРФОЛОГИЮ КРИСТАЛЛОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ СПОСОБОМ

Грызунова Н.Н.

Тольяттинский государственный университет, Россия, gryzunova@tltsu.ru

Современная политика страны направлена на уход от сырьевого государства к государству, в котором широко развиваются высокотехнологичные производства, которые, в свою очередь, требуют огромного количества фундаментальных исследований, как в традиционных областях науки, так и в нанотехнологической сфере. В этой связи возникла потребность в продолжении фундаментальных исследований, позволяющих создавать микро- и нанообъекты разными методами. Поэтому исследование режимов и процессов формирования металлических кристаллов при электрокристаллизации из растворов электролита остается актуальным.

В данной работе (в отличие от работ других авторов [1–3]) сравнивались медные осадки (в виде пентагональных кристаллов) на шести подложках: из нержавеющей стали марки 12Х17, двух титановых сплавов марок ВТ-16 и ВТ3-1, а также впервые исследовалась подложка из ниобия. Для всех них отрабатывались сначала одинаковые режимы осаждения, и проводился сравнительный анализ морфологии кристаллов, затем для некоторых подложек подбирались индивидуальные режимы.

Экспериментальные исследования проводились в несколько этапов и показали следующие результаты.

1. Сравнение электроосажденных медных осадков, полученных на трех подложках разного состояния из нержавеющей стали марки 12X17

Первая подложка – сталь бралась в исходном состоянии после шлифовки и полировки. Вторая подложка – сталь была деформирована на разрывной машине марки H50KT, с последующей шлифовкой и полировкой и третья подложка – сталь прошла термическую обработку при 800°C в вакууме с выдержкой в течение часа и остывании в вакууме, а затем как и предыдущие подложки прошла шлифовку и полировку. Как было сказано, для всех образцов отрабатывались одинаковые режимы электроосаждения, в частности: перенапряжение (ŋ) = 40мB, время осаждения (t) = 18 часов и $\eta = 80$ мB, t = 4 часа.

В результате экспериментов было обнаружено, что для данной марки стали пентагональные кристаллы в виде звездчатых многогранников с шестью осями симметрии пятого порядка (рис. 1 a, δ) и пентагональные шайбы микро размеров (рис. 1e) выросли лишь на подложке, которая была предварительно деформирована и осаждение происходило при режиме $\eta = 80$ мB, t = 4 часа. На подложках другого состояния при данных режимах пентагональные кристаллы не образовывались.

2. Сравнение электроосажденных медных осадков, полученных на подложках из двух разных титановых сплавов

Первая подложка – шлифованный и полированный титан марки ВТ-16 и вторая подложка – шлифованный и полированный титан марки ВТ3-1. При тех же режимах, что и для нержавеющей стали, в процессе осаждения получились следующие результаты.

Оба режима позволяют получать преимущественно нитевидные кристаллы в виде стержней (рис. 2 *a*) и игольчатых выбросов из более крупных нитевидных кристаллов (рис. 2 δ , ϵ), а пентагональные кристаллы в виде бакеболов и звездчатых многогранников вообще не образуются.



Рис. 1. Подложка из нержавеющей стали марки 12Х17 после деформации с пентагональными медными кристаллами (*a*); медные пентагональные кристаллы в виде звездчатых многогранников и ментагональные медные пирамиды (*б*,*в*)



Рис. 2. Подложки из титановых сплавов с нитевидными пентагональными кристаллами (*a*) и игольчатыми выбросами (*б*, *в*)

3. Электроосаждение меди на подложке из ниобия

Технологические режимы получения пентагональных медных кристаллов на подложках из ниобия методом электроосаждения до сих пор не были отработаны.

Поэтому полученные результаты экспериментов (рис. 3) при подобранном режиме осаждения (η = 80 мВ, времени осаждения 18 часов) являются новыми.



Рис. 3. Подложка из ниобия с электроосажденной медью (*a*); нитевидный кристалл и звездчатый пентагональный многогранник (б)

Работа подготовлена в рамках проекта № 14.В25.31.0011

Список литературы

- 1. А.А. Викарчук, И.С. Ясников Структурообразование в наночастицах и микрокристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации металлов. – Тольятти: ТГУ, 2006. – 206 с.: ил.
- 2. Викарчук А. А., Воленко А. П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. 2005. Том 47, вып. 2. С. 339 344.
- А.А Викарчук, Н.Н. Грызунова, Д.А. Денисова, О.А. Довженко, М.Н. Тюрьков, И.И. Цыбускина, И.С. Ясников Новые металлические функциональные материалы, состоящие из пентагональных частиц, кристаллов и трубок. Часть І. Механизмы образования и особенности строения пентагональных частиц и кристаллов // Журнал функциональных материалов - 2008, №5 С. 163-174.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ И КРУПНОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421

Землякова Н.В.

Институт проблем машиностроения НЦ Российской академии наук. Нижний Новгород, Россия serti222@ya.ru

Влияние динамической деформации на изменение структуры и свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) и крупнозернистых (КЗ) материалов активно изучается [1 -4]. При высокоскоростной деформации сжатием (ВСДС) разрезной стержень Гопкинсона передает кинетическую энергию ударника образцу и при этом происходит нагрев и пластическая деформация образца. На полученных после ВСДС диаграммах напряжение пластического течения в УМЗ и КЗ алюминиевом сплаве изменяется не однозначно. Причинами, изменения динамических механических свойств, авторы называют диссипированную энергию, получаемую при соударении образцом, процесс возврата или деформационное зернограничное проскальзывание [1-4]. Изобарическое изменение удельной энергии после динамического воздействия в УМЗ и КЗ алюминиевых сплавах ранее не рассматривали.

В настоящей работе исследуется влияние фазовых превращений на изменение динамических механических характеристик в алюминиевом сплаве 1421 со средним размером зерна 10 мкм и 1мкм.

Исследование проводили на КЗ и УМЗ образцах алюминиевого сплава 1421, прошедшего интенсивную пластическую деформацию методом РКУП по маршруту Вс: 8 проходов при температуре 420°С и далее 4 прохода при 350°С. Испытание на ВСДС проводили на установке РСГ - 10 на образцах диаметром 6 мм, толщиной 2 мм, вырезанных из прутка диаметром 20мм алюминиевого сплава в состоянии поставки и после закалки. Фазовые превращения изучали в исходном состоянии, после закалки, после ВСДС методом дифференциально-сканирующей калориметрии при непрерывном нагреве до температуры 500°С со скоростью 40К/мин и постоянном давлении. Проведен рентгеноструктурный анализ и измерение микротвердости.

Получено, что основные изменения удельной энергии, обнаруженные ДСК методом после ВСДС, происходит в интервале температур 80 - 180°С. Показано: как в КЗ, так и в УМЗ образцах происходит уменьшение энтальпии. Показано, что основное влияние на изменение удельной энергии при нагреве оказывают диффузионные процессы. В результате этого в КЗ сплаве происходит образование зон типа Гинье -Престона, а в УМЗ образце – перераспределение дефектов в неравновесных границах зерен с заменой их атомами легирующих элементов.

Получено, что ВСДС приводит к изменению фазовых превращений в алюминиевом сплаве 1421 с разным размером зерна.

Автор благодарит за проведение испытаний на сжатие зав. лаб. д.т.н. А. М. Брагова.

Список литературы

- 1. Шубин В.П. Ударное сжатие металлов // Известия Томского политехнического института, 1954, т.75, с. 235 252.
- Юечэн Дун, Александров И. В., Ситдиков В.Д. и др. Влияние температуры на деформационное поведение и эволюцию микроструктуры меди в различных структурных состояниях при динамическом нагружении // Письма о материалах т.3 (2013) 79-82.
- 3. Gray III G.T., Lowe T.C., Cady C.M., Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Influence of strain rate & temperature on the mechanical response of ultra-fine-grained Cu, Ni, and Al-4Cu-0.5Zr, Nanostructured Mater. 1997, v. 9, p. 477-480.
- 4. Suo T., Li Y., Xie K., Zhao F., Zhang K., Deng Q. Experimental investigation on strain rate sensitivity of ultra-fine grained copper at elevated temperatures. Mech. Mater., 2011, v. 43, p. 111-118.
- Перевезенцев В.И., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. // Анализ влияния пластической деформации на диффузионные свойства границ зерен, ФММ, 2005, т.100, C.17 − 23.
- 6. Jari Kokkonen, Veli-Tapani Kuokkala, Lech Olejnik, Andrzej Rosochowski // Proceedings of the XIth International Congress and Exposition. June 2-5, 2008.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421

Землякова Н.В.

Федеральное бюджетное учреждение науки Институт проблем машиностроения НЦ Российской академии наук, Нижний Новгород, Россия serti222@ya.ru

Изучение ультрамелкозернистых (УМЗ) алюминиевых сплавов, полученных методом РКУП обработки с размером зерна ($d \sim 1$ мкм) является актуальной задачей современного материаловедения. Известно, что механизм распада Al – Li сплавов происходит в зависимости от содержания в сплаве магния и изменяется от схемы 1:

 $\alpha \rightarrow \delta'$ (Al₃Li) → δ (AlLi) → S. Схема № 2: $\alpha \rightarrow S$ компакт. и δ' (Al₃Li) → S (Al₂MgLi).

В работе изучено влияние скорости нагрева и времени выдержки на эволюцию микроструктуры и изменение энергии в прутке из УМЗ и КЗ алюминиевого сплава 1421. Образцы для исследования вырезали из прутка, диаметром 20мм до и после ИПД. РКУП обработка проведена по маршруту Вс: 8 проходов при температуре 420°С и далее 4 прохода при 350°С. Изменение удельной энергии от температуры нагрева оценивали методом дифференциально - сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе DSC 204 F1 Phoenix при постоянном давлении. Образцы нагревали до температуры 540°С дважды в атмосфере аргона со скоростью нагрева 10К/мин, 20К/мин, 40К/мин, а также с выдержками по 0,5 часа при температурах 100°С и 350°С (рис. 1*а* и 1*б*). Для сравнения ДСК отклик получен для образцов после закалки с температуры нагрева 470°С. Проводился рентгеноструктурный анализ и измерение микротвердости образцов.

Методом ДСК получено значительные изменения удельной энергии происходят с пиками при температурах 150°С и 250°С. Увеличение областей когерентного рассеяния, уменьшение параметра решетки и микротвердости при этих температурах происходят при фазовых превращениях в сплаве. Показано, что при увеличении скорости нагрева фазовые превращения в сплаве смещаются в сторону увеличения температуры их окончания, а выделяемая энергия при нагреве не изменяется. При выдержках и непрерывном нагреве изменение энергии одинаковое, что дает основание для объяснения результатов непрерывного и ступенчатого нагревов. Отличие энтальпии в интервалах температур 70 - 170°С и 190 - 290°С в УМЗ сплаве после РКУП обработки и закалки составляет 3 Дж/г и определяется разной степенью пересыщения твердого раствора и дальнейшей различной схемой его распада.

Выводы:

- 1. Увеличение скорости нагрева от 10К/мин до 40К/мин приводит к уменьшению потерь энергии в системе и дает более четкую картину превращений в сплавах с разным зерном.
- 2. Выдержка при температурах 100°С и 350°С приводит к такому же выделению энергии, как и при непрерывном нагреве.







б

Рис.1. Изменение удельной энергии от температуры в УМЗ алюминиевом сплаве от скорости нагрева 10К/мин, 20К/мин и 40К/мин (*a*) и времени выдержки (*б*).

Список литературы

- 1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.:ИКЦ «Академкнига». 2007, 398 с.
- 2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000, 272 с.
- Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. Уфа, 2008, 313 с.
- Исламгалиев Р.К., Юнусова Н.Ф., Валиев Р.З. Влияние режимов равноканального углового прессования на сверхпластичность алюминиевого сплава 1420. // Физика металлов и металловедение. 2002, т. 94, 6, 88 10.

- Мурашкин М.Ю., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. Особенности структуры и механические свойства алюминиевого сплава 1570, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением. // Физика металлов и металловедение. 2008, т.106, 1, 93 6.
- 6. Маркушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов. // Письма о материалах, 2011,1, 36 7.
- 7. Фридляндер И.Н., Сандлер В.С., Никольская Т.И. Особенности структуры и свойства сплава 1420. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1983,7, 20.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БЕРИЛЛИЕМ И КРЕМНИЕМ АЛЮМИНИЯ НА КИНЕТИКУ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С УРАН-МОЛИБДЕНОВЫМИ СПЛАВАМИ

Баранов В.Г., Никитин С.Н., Тарасов Б.А., Шорников Д.П.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия mephi200809@yandex.ru

В настоящее время во всем мире наблюдается рост интереса к металлическому ядерному топливу, как для исследовательских, так и для перспективных быстрых ядерных реакторов. Применение металлического ядерного топлива имеет несомненные преимущества перед применяемым керамическим топливом как с точки зрения снижения обогащения топлива за счет повышения плотности делящегося изотопа, так и за счет улучшения стабильности топлива в переходных режимах.

Однако применение металлического топлива сдерживается высокой химической активностью металлического урана, приводящей к активному диффузионному взаимодействию топлива с конструкционными материалами твэла [1].

Основной задачей работы является экспериментальное определение влияния легирования бериллием и кремнием алюминия на кинетику взаимодействия с уранмолибденовыми сплавами в гамма-фазном состоянии.

С целью уменьшения взаимодействия уран-молибденового металлического топлива с алюминиевой матрицей применяется легирование матрицы кремнием, однако кремний затрудняет последующую радиохимическую переработку топлива, а так же приводит к ухудшению механических и теплофизических свойств матрицы [2].

С целью решения указанных проблем в данной работе рассматривается возможность легирования матрицы небольшими добавками берилия [3]. Наличие бериллия, обладающего большой диффузионной подвижностью в матрице, должно приводить к образованию защитного слоя из бериллида урана, замедляющего взаимодействия.

Для решения поставленной задачи были проведены отжиги диффузионных пар состоящих из сплавов системы уран-молибден с различным содержанием молибдена (6, 8, 10, 12 мас.%) с чистым алюминием и со сплавом Al–(2, 4, 5, 8) мас.% Ве. Отжиги проводились в атмосфере аргона при температурах от 400 °C до 550 °C, максимальная длительность отжигов составляла 285 часов.

После отжигов диффузионные пары разрезали и исследовали на растровом электронном микроскопе с приставками для микроанализа с целью определения толщины слоя взаимодействия и его состава.

Металлографические исследования показали, что образование слоя взаимодействия в системе U–Mo/Al вызвано, в основном, диффузией алюминия по границам зерен, что приводит к наличию «островков» непрореагировавшего сплава U–Мо в слое взаимодействия.

Так же наблюдается большая неравномерность слоя взаимодействия по толщине, что особенно ярко выражено при больших временах отжигов.

Введение в алюминий бериллия уменьшает неравномерность слоя взаимодействия по толщине, а так же уменьшает количество «островков» непрореагировавшего сплава U–Mo в слое взаимодействия. По полученным данным, общая толщина слоя взаимодействия уменьшается при увеличении содержания бериллия в сплаве Al–Be.

В ходе работы определены константы скорости взаимодействия U–Mo с Al–Be при различных температурах, показано, что скорость взаимодействия напрямую зависит от режимов испытаний. В частности выявлено, что при температуре 500 °C взаимодействие между U–Mo и Al–Be имеет наибольшее значение, чем при 450 °C и 550 °C (рис. 1). Данная зависимость, по-видимому, связана с распадом гамма фазы урана, что подтверждается тем, что критическая точка распада у U–Mo сплавов находиться примерно около 500 °C. Также влияние распада на диффузию хорошо видно на примере различных гамма сплавов U–Mo. Из зависимости видно, что увеличение содержания молибдена в сплаве U–Mo приводит к снижению взаимодействия в системе UMo/AlBe, так как они более стабильны при данных температурах, что и подтверждается микроструктурой отожженных U–Mo сплавов.



Рис. 1.Зависимость величины $Ln(K^2)$ от обратной температуры

Полученные в работе данные позволяют рассматривать бериллий как перспективный легирующий элемент для уменьшения взаимодействия между алюминиевой матрицей и металлическим уран-молибденовым топливом в перспективных дисперсионных твэлах исследовательских реакторов

- 1. M.K Meyer, G.L Hofman, S.L Hayes, Low-temperature irradiation behavior of uraniummolybdenum alloy dispersion fuel, J.Nucl. Mater., Vol. 304, Issues 2–3, 2002, p. 221-236
- J. Allenou, H. Palancher, X. Iltis, at al., U–Mo/Al–Si interaction: Influence of Si concentration, J.Nucl. Mater, Volume 399, Issues 2–3, 2010, p.189-199
- 3. G.L. Hofman, G. Bozzolo, H.O. Mosca, Atomistic modeling and simulation of the role of Be and Bi in Al diffusion in U–Mo fuel, J.Nucl. Mater, Vol. 414, Issue 2, 2011, p. 179-185

ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ВОЛОКНИСТОМ НАНОКОМПОЗИТЕ

Дешевых В.В., Кульков В.Г., Коротков Л.Н.

Филиал «НИУ «МЭИ», г. Волжский, Россия, <u>deshevyh@list.ru</u>

Рассматривается модель нанокомпозитного материала, в котором протяженные армирующие включения расположены периодически на границе сопряжения двух зерен матрицы и имеют форму круговых цилиндров. На систему действуют переменные во времени сдвиговые напряжения. Рассмотрим одно включение. Вдоль окружности его сечения введем координату x с началом отсчета на границе раздела зерен матрицы. В результате воздействия сдвигового напряжения на боковой поверхности включений возникает нормальное напряжение, зависящие от угла наклона участка к направлению границы и имеющие вид: $\sigma(x,t) = \sigma_0 \cos \frac{\pi x}{2l} e^{i(\omega t + \varphi)}$, где ω – частота колебаний, t – время, l – четверть длины окружности сечения армирующего элемента. В свою очередь, возникающие нормальные напряжения приводят к тому, что на границе раздела матрица – армирующий элемент возникают распределенные источники вакансий мощностью $Af(x)e^{i\omega t}$, фаза которых не совпадает с фазой действующего напряжения. Здесь f(x) – функция, состоящая из отрезков косинусоиды, имеющей разрыв первого рода в точках x = l, 3l. Точный вид функции находится путем разложения косинусоиды в ряд Фурье.

Избыточная концентрация вакансий находится из решения неоднородного диффузионного уравнения с нулевыми граничными условиями:

$$C(x,t) = e^{i\omega t} \sum \frac{16Aml^2}{\pi^2 D(m^2 - 1)} e^{-i\varphi_m} \frac{\sin \frac{\pi xm}{2l}}{(m^4 + Z^2)^{1/2}}$$

Здесь $Z = \frac{4\omega l^2}{\pi^2 D}$, $tg\phi_m = \frac{4\omega l^2}{D\pi^2 m^2}$, m = 2, 4, 6..., D – коэффициент межфазной

диффузии вакансий.

Выражение для скорости находится из баланса потоков вакансий:

$$v(x,t) = \frac{\delta\Omega A}{\pi} \sum_{m} \frac{4m}{(m^2 - 1)} \sin\frac{\pi mx}{2l} e^{i\omega t} - i\frac{16\delta\Omega\omega Al^2}{\pi^3 D} \sum_{m} \frac{m}{(m^2 - 1)(m^4 + Z^2)^{\frac{1}{2}}} \sin\frac{\pi mx}{2l} e^{i(\omega t - \varphi)}$$

Внутреннее трение найдем из выражения $Q_0^{-1} = \frac{\Delta W}{2\pi W}$, где W – максимальная упругая энергия в объеме композиционного материала, ΔW – энергия, рассеянная за цикл колебаний.

$$Q_0^{-1} = \frac{C_0 l \Omega^2 \delta G}{kT} F(Z), \qquad F(Z) = \frac{1}{Z \Sigma_0} \sum_m \frac{m^4}{(m^2 - 1)^2 (m^4 + Z^2)}, \quad m = 2, 4, 6.$$

Здесь Ω – атомный объем, где C_0 – равновесная концентрация вакансий на межфазной границе, k – постоянная Больцмана, T – термодинамическая температура, δ – диффузионная ширина границы,

Полученное выражение описывает фон внутреннего трения с энергией активации, имеющей два различных значения в областях низких и высоких температур, что согласуется с имеющимися в литературе экспериментальными данными.

РЕЛАКСАЦИОННЫЙ ПИК ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ НА ПОРИСТЫХ ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Кульков В.Г. Коротков Л.Н., Дешевых В.В.

Филиал «НИУ «МЭИ», г. Волжский, Россия, deshevyh@list.ru

Приложение к плоскому сегменту границы внешнего сдвигового напряжения приводит к взаимному смещению материала. Такое смещение ограничивается тройными стыками зерен. Характер деформации подобен дислокационному. Можно считать, что в стыках расположены сверхдислокации с векторами Бюргерса противоположного знака и равными смещению *и*. Напряжение дислокационного диполя в сегменте противоположно внешнему напряжению. Эффективное значение напряжения

имеет вид $\sigma_{_{}^{}_{}^{}_{}^{}_{}^{}}=-\frac{G}{\pi(1-\nu)l}\ln\left(\frac{l}{a}\right)^{2}\cdot u$. Считается, что сегменты содержат протяжен-

ные поры как внутри, так и на границах. Предполагается, что они представляют собой протяженные призмы, в основании которых лежат правильные шестиугольники со стороной *a*. Под действием внешних напряжений происходит смещение верхнего зерна относительно нижнего на расстояние *u* таким образом, что внутри поры образуется ступенька. Возникающие диффузионные потоки залечивают ступеньку так, что периметр сечения поры изменяется. Это влечет увеличение поверхностной энергии и появление обратного напряжения величины $\sigma_{np} = -\frac{3\gamma_0}{4al}u$, где *l* – длина участка границы между порами, γ_0 – удельная поверхностная энергия.

Смещение в границе под действием периодического внешнего напряжения можно найти из уравнения $\frac{du}{dt} = I\left(\sigma_0 e^{i\omega t} + \sigma\right) = I\left(\sigma_0 e^{i\omega t} - Bu\right)$, где I – обратная вяз-

кость границы, $B = \frac{G}{\pi(1-\nu)l} \ln \frac{l}{a} + \frac{3\gamma_0}{4al}$. Скорость имеет вид:

$$v = -\frac{I\sigma_0^2\omega S}{\sqrt{(BI)^2 + \omega^2}} \exp(i(\omega t - \varphi)),$$
где S – площадь зерна.

Внутреннее трение определяется согласно выражению: $Q_0^{-1} = \frac{\Delta W}{2\pi W}$, где W – максимальная упругая энергия в объеме зерна, ΔW – энергия, рассеянная за цикл колебаний: $\Delta W = \int_0^{2\pi/\omega} \text{Re}(v) \text{Re}(\sigma) dt$, где Re – действительная часть комплексной вели-

чины. Внутреннее трение п

принимает вид: $Q^{-1} = \frac{\beta G}{dB} \cdot \frac{\omega \tau}{1 + (\omega \tau)^2}$,

где

 $\tau = \frac{1}{I} \left(\frac{G}{\pi (1-\nu)l} \ln \frac{l}{a} + \frac{3\gamma_0}{4al} \right)^{-1}.$ Здесь *G* – модуль сдвига, *d* – диаметр зерна, *β* – раз-

мерный коэффициент.

Полученное выражение описывает дебаевский пик. Если граница не содержит пор, то в полученном выражении для *В* следует отбросить второе слагаемое. В таком приближении на стыках зерен располагаются стыковые дислокации вместе с материалом ядра. Такая модель имеет место, поскольку смещение при проскальзывании в экспериментах по внутреннему трению, как правило, не превышает нескольких периодов решетки.

ПРИРОДА ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ НАГРЕВЕ ИСХОДНЫХ И РЕЛАКСИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Pd и Zr

Макаров А.С., Митрофанов Ю.П., Афонин Г.В., Хоник В.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия, <u>asmakarov@vspu.ac.ru</u>

Металлические стекла (MC), т.е. материалы, полученные путем переохлаждения расплава и находящиеся в аморфном состоянии, были впервые изготовлены более полувека назад. Основной преградой промышленного применения MC явилось самопроизвольное изменение всех физических свойств материала вследствие структурной релаксации (CP), обусловленной пространственной неупорядоченностью в расположении атомов, и, как следствие, избыточной энергией Гиббса. Несмотря на многолетние исследования CP и наличие предложенных моделей этого явления, физические механизмы CP металлических стекол остаются непонятными даже на качественном уровне. Поэтому понимание природы структурной релаксации и вызванной ей релаксации физических свойств является одной из важнейших нерешенных задач физико-химии твердого тела.

В литературе объяснения тепловых эффектов, наблюдаемых при нагреве MC, обычно основано на модели свободного объема, в рамках которой экзо и эндотермические превращения обусловлены аннигиляцией/генерацией избыточного свободного объема, приводящего к изменению макроскопического объема вещества [1, 2]. Но такая интерпретация не может быть исчерпывающей в силу того, что свободный объем не имеет четкого физического определения. Фиксация изменений объема образца при физическом старении MC, не может выявить абсолютное значение величины аннигиляции/генерации избыточного свободного объема т.к. для количественного определения, необходимо исходное состояние с заданным нулевым свободным объемом. Получение такого состояния MC нам кажется весьма сомнительным.

Поэтому для интерпретации природы тепловых эффектов в MC, идентифицирующихся при нагреве от комнатных температур в состояние переохлажденной жидкости, используется новый подход, основанный на межузельной теории. Согласно этой теории, теплопоглощение или тепловыделение при нагреве стекла обусловлено генерацией или уничтожением структурных конфигураций («дефектов») в MC, аналогичных по своим свойствам межузельным гантелям в простых кристаллических металлах (два атома, стремящихся занять один и тот же минимум потенциальной энергии) [3, 4]. Энтальпия образования изолированной межузельной гантели определяется в межузельной теории с помощью уравнения (1):

$$H = \alpha \Omega G \,, \tag{1}$$

где G – нерелаксированный (высокочастотный) модуль сдвига, Ω – объем, приходящийся на один атом и α – безразмерный коэффициент порядка единицы. Модуль сдвига экспоненциально уменьшается с концентрацией «дефектов»:

$$G(C,T) = G_x(T)\exp(-\beta C), \qquad (2)$$

где C – концентрация «дефектов», G_x – модуль сдвига исходного кристалла, β – безразмерная «сдвиговая восприимчивость», которая экспериментально определена для MC Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ в работе [5]. Используя уравнения (1) и (2), можно получить выражение для удельного теплового потока при нагреве:

$$W = \frac{\alpha \dot{T}}{\beta \rho} \left(\frac{G^{RT}}{G_x^{RT}} \frac{dG_x}{dT} - \frac{dG}{dT} \right), \tag{3}$$

где $\dot{T} = \frac{dT}{dt}$ – скорость нагрева, ρ – плотность стекла, G^{RT} и G_x^{RT} – модуль сдвига

стекла и кристалла того же химического состава при комнатной температуре, соответственно.

С целью апробации полученного в рамках межузельной теории уравнения (3) были проведены прецизионные измерения высокочастотного модуля сдвига методом бесконтактного электромагнитно-акустического преобразования для МС $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ и $Zr_{46}Cu_{46}Al_8$ в исходном (свежезакаленном), релаксированном (предварительно нагретое со скоростью 5К/мин исходное МС на 30К выше T_g , с последующим регулируемым охлаждением до комнатной температуры) и кристаллическом состоянии, позволившие определить величины, входящие в уравнение (3).

Результаты расчета теплового потока с помощью уравнения (3) для МС $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ и $Zr_{46}Cu_{46}Al_8$ в исходном и релаксированном состояниях при значении β = 17 [5] для скорости нагрева 5 К/мин хорошо воспроизводят весь исследуемый интервал температур, в том числе СР, индуцирующую тепловыделение ниже калориметрической температуры стеклования и поглощение тепла выше T_g . Релаксация, индуцирующая тепловыделение ниже калориметрической температуры стеклования в рамках межузельной теории интерпретируется, как уменьшение концентрации структурных конфигураций («дефектов») аналогичных по своим свойствам межузельным гантелям в простых кристаллических металлах, тогда как рост концентрации вблизи T_g вызывает резкое поглощение тепла.

Температурные зависимости модуля сдвига объемных MC $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ и $Zr_{46}Cu_{46}Al_8$ после закалки, в релаксированном и полностью кристаллическом состоянии позволили рассчитать с помощью уравнения (3), полученного в рамках межузельной теории, температурные зависимости теплового потока, регистрируемого методом ДСК. Хорошее согласие экспериментальных ДСК термограмм и расчетных кривых позволяет сделать вывод о том, что теплопоглощение или тепловыделение при нагреве стекла обусловлено генерацией или уничтожением структурных конфигураций («дефектов») в MC, аналогичных по своим свойствам межузельным гантелям в простых кристаллических металлах.

Список литературы

- 1. A. van den Beukel, Sietsma J. The glass transition as a free volume related kinetic phenomenon // Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. – Vol. 38. – P. 383–389.
- Slipenyuk A., Eckert J. Correlation between enthalpy change and free volume reduction during structural relaxation of Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ metallic glass // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50. – P. 39-44.
- Granato A. V. Interstitialcy Model for Condensed Matter States of Face-Centered-Cubic Metals // Phys. Rev. Lett. – 1992. – Vol. 68. – P. 974–977.
- Granato A.V., Khonik V. A. An Interstitialcy Theory of Structural Relaxation and Related Viscous Flow of Glasses // Phys. Rev. Lett. – 2004. – Vol. 93. – P. 155502.
- Makarov A.S., Khonik V.A., Mitrofanov Yu.P., Granato A.V., Joncich D.M. Determination of the susceptibility of the shear modulus to the defect concentration in a metallic glass // J. Non-Cryst. Sol. –2013. – Vol. 370. – P. 18–20.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SPARK PLASMA SINTERING

Сахаров Н.В., Котков Д.Н., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия, <u>nvsaharov@nifti.unn.ru</u>

В работе описаны результаты исследований кинетики спекания порошков $Si_3N_4+10\%Al_2O_3$, а также структуры и физико-механических свойств керамик на основе нитрида кремния, полученных методом «Spark Plasma Sintering» (SPS).

Порошок нитрида кремния получен методом CBC. Порошки Si₃N₄ (размер частиц R = 0,5 мкм) и Al₂O₃ (R = 0,4 мкм) перемешивались при помощи шаровой планетарной мельницы Fritsch Pulverisette 6. Спекание проводилось в вакууме на установке «Dr. Sinter SPS-625». В процессе спекания фиксировалась зависимость величины и скорости усадки от температуры нагрева, которая контролировалась пирометром, направленным на внешнюю стенку графитовой пресс-формы. Скорость нагрева составляла 100 °С/мин. Температура спекания варьировалась в интервале от 1450 до 1600 °С. В качестве варьируемых параметров процесса выступали время выдержки (от 0 до 20 мин) и величина приложенного давления (от 23 до 70 МПа).

Плотность керамик измерялась методом гидростатического взвешивания (аналитические весы Sartorius CPA). Микротвердость и трещиностойкость с помощью твердомера «Duramin Struers 5» (нагрузка 2 кг). Исследование фазового состава спеченных керамик осуществлялось с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-7000.

Показано, что наиболее интенсивная стадия уплотнения наблюдается в интервале температур от 1200 до 1600 °С. В докладе описаны результаты исследований влияния температуры нагрева, а также величины приложенного давления и времени изотермической выдержки на фазовый состав, плотность и физико-механические свойства композиционных керамик на основе нитрида кремния. Установлено, что применение технологии SPS позволяет получать Si_3N_4 -керамики с плотностью более 96% и с твердостью ~18 ГПа.

Установлено, что увеличение времени выдержки при температуре спекания приводит к ухудшению механических свойств керамики, причем, чем выше температура спекания, тем сильнее эта зависимость. Показано, что увеличение приложенного давления ведет к незначительному повышению механических свойств материалов, однако этот эффект ослабляется с повышением времени выдержки.

В работе проведен анализ фазового состава спеченных керамик (соотношения фаз α -Si₃N₄, β -Si₃N₄, Si₅AlON₇), а также анализ механизмов процессов уплотнения и фазовых превращений при спекании керамик.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-01123-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 45

Протасова Е. О., Караваева М. В.

Уфимский государственный авиационный Технический университет protasova.e.o@yandex.com

Введение

Углеродистые стали являются наиболее дешевыми, однако они уступают более дорогим легированным сталям по эксплуатационным характеристикам. Поэтому в настоящее время ведется поиск решений по повышению свойств углеродистых сталей. Одним из таких решений является формирование в стали ультрамелкозернистой (УМЗ) микроструктуры, в частности, методом интенсивной пластической деформации (ИПД). Создание УМЗ материалов является одним из перспективных направлений в области материаловедения. Это обусловлено уникальными физикомеханическими свойствами УМЗ материалов, прежде всего, сочетанием высокой прочности и пластичности.

Состояние вопроса, актуальность

Развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволило добиться уникальных свойств в результате формирования УМЗ структуры в объемных материалах [1–3]. Однако для достижения наилучшего эффекта предлагается сочетать процессы деформации с фазовыми переходами [4–5]. В этом случае измельчение идет более интенсивно, в процессе деформации происходит выделение различных дисперсных фаз, что приводит к новым высоким свойствам материалов.

Постановка задачи

В данной статье представлены результаты исследований влияния ИПД мартенситного состояния стали 45. Деформирование среднеуглеродистых сталей с исходной мартенситной структурой до настоящего времени еще не проводилось. Предполагается, что сочетание процессов ИПД с фазовыми превращениями значительно измельчит структуру и повысит механические свойства стали 45. Также необходимо изучить термическую стабильность полученной структуры для того, чтобы узнать области и возможности применения стали 45 с полученной УМЗ структурой.

Методика исследования

Для проведения исследования использовались прутки стали 45 с предварительной закалкой с температуры 800 °C в воду, с выдержкой в течение часа. Далее прутки подвергали интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту B_C с углом пересечения каналов 120° при температуре T = 350 °C, числом проходов n = 8. Микроструктуру заготовок исследовали методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ) в продольном и поперечном сечениях. Для анализа термической стабильности образцы стали 45 после РКУП подвергали отжигу при температурах от 100 до 450 °C в течение часа. Исследование микротвердости проводилось методом Виккерса на микротвердомере Місготе 5101 с нагрузкой 100г и выдержкой в течение 10 секунд. Механические испытания на растяжения проводились на испытательной машине INSTRON 8801.
Обсуждение и приложение результатов

В исходном состоянии сталь 45 представляла собой ферритно-перлитную структуру. Среднее значение микротвердости составило 258 HV. После закалки в прутке стали 45 была получена мартенситная структура со средним значением микротвердости 695 HV. После РКУП наблюдается значительное изменение микроструктуры стали. При деформации параллельно протекают процессы упрочнения в результате пластической деформации и разупрочнения в результате протекания отпуска. Формируется структура типа микродуплекс: субмикрокристаллическая ферритная матрица и дисперсные частицы цементита, расположенные преимущественно по границам ферритных зерен. Средняя микротвердость стали после РКУП составила 430 HV, что выше значений полученных при деформации данной стали в исходном состоянии в 1,6–1,8 раз. Результаты механических испытаний коррелируют со значениями микротвердости. В закаленном состоянии наблюдается значительное повышение прочности ($\sigma_B = 1800 \text{ M}\Pi a$) и резкое падение пластичности ($\delta = 1,5\%$) по сравнению с исходным состоянием, где прочность невысока ($\sigma_B = 900$ МПа), а пластичность достаточно высока ($\delta = 10$ %). При растяжении образцов стали после РКУП на кривой «напряжение – деформация» появляется зуб текучести. Обычно появление зуба текучести связывают с закреплением дислокаций атмосферами примесных атомов и их последующим срывом. При этом прочностные характеристики стали показывают высокий уровень ($\sigma_B = 1400 \text{ M}\Pi a$) при значении относительного удлинения ($\delta = 5\%$), достаточном для применения стали в качестве конструкционного материала. Анализ термической стабильности показал, что микротвердость сохраняется до температуры 350 °C. Затем идет ее заметное снижение с 430 HV после РКУП до 340 HV после РКУП и отжига при температуре 450 °C. Анализ структуры проводился с помощью РЭМ и ПЭМ. Можно сказать, что снижение микротвердости после РКУП и отжига вероятно связано с протеканием процессов возврата и рекристаллизации.

Выводы

Использование комбинированной обработки, сочетающей предварительную закалку и последующую ИПД, позволило получить ультрамелкозернистую микроструктуру в стали 45. Это привело к изменению деформационного поведения стали при последующем растяжении и повышению прочностных характеристик при сохранении удовлетворительной пластичности. Полученная наноструктура стабильна до температуры 350 °C

Список литературы

- 1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
- 2. Добаткин С. В., Арсенкин А. М., Попов М. А. и др. // МиТОМ. 2005. №5. с. 29-34.
- Valiev R. Z., Islamgaliev R. Люб Alexandrov I. V. // Progress in Material Science. 2000. V.45, No. 2. P. 102-189.
- Копцева Н. В., Чукин М. В., Барышников М. П.,. Ефимова Ю. Ю, Чукин В. В. // Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр.; под ред. В. Н. Урцева. Магнитогорск, 2008. Вып. 5. С. 566-575.
- Чукин М. В., Копцева Н. В., Ефимова Ю. Ю., Барышников М. П., Чукин В. В., Семенов В. И. // Литейные процессы: межрегион. сб. науч. тр. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. Вып. 7. С. 115-123.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ СУПЕРИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Жилин А.С., Грачев С.В., Михайлов С.Б., Филиппов М.А.

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

Настоящая работа посвящена изучению фазовых превращений в новых прецизионных сплавах на Fe-Ni-Co-основе с дополнительным легированием по углероду в широком диапазоне. Особенность изучаемых систем на Fe-Ni-Co-основе заключается в проявлении низких значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР, $\alpha_{20\cdot100} \leq 3\cdot10^{-6} \text{ K}^{-1}$). Важно отметить, что углерод вводится для повышения технологичности сплавов, однако вместе с этим происходит повышение значений ТКЛР, что является нежелательным фактором формирования функциональных свойств суперинварных сплавов. Известно, что углерод в сплаве может существовать в двух формах: в свободной (фаза графит) и как составная компонента утвёрдого раствора. Ранее в наших работах показано, что углерод, находящийся в уфазе приводит к повышенным значениям ТКЛР, а в случае нахождения в виде графита – к пониженным значениям ТКЛР. В связи с этим представляется актуальным решение задачи перевода углерода из у-твёрдого раствора в свободную форму - графит. Для этого разработаны режимы термической обработки, позволяющие перевести углерод из у-фазы в графит за счёт графитизации с одновременным уменьшением значений ТКЛР.



Рис. 1. Микроструктура сплава Fe–32%Ni–3,9%Co–0,6%C после отжига (680°C, 3ч).

рен ү-твердого раствора (рис. 1).

В работе изучены сплавы с разным содержанием углерода (0,6%, 0,8% и 1,7% С): Fe-32%Ni-3,9%Со-0,6%С, Fe-32%Ni-6,4%Со -0,8%С и Fe-34%Ni-2,9%Co-1,7%C. В результате работы показано, что типичной структурой литого суперинварного сплава является дендритно-ячеистая структура. Углерод в сплавах, находящийся в свободном состоянии, как правило, имеет шаровидную форму. В результате термической обработки изменяется характер распределения графитных включений: в частности, включения углерода в некоторых случаях выделяются по границам зе-

Анализ теплофизических свойств сплавов показал, что сплав Fe–32%Ni– 3,9%Co–0,6%C обеспечивает низкие значения ТКЛР (после кристаллизации $\alpha_{20-100} = 2,5 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, после высокотемпературного отжига [800°C, 3ч] $\alpha_{20-100} = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$). Сплавы Fe–32%Ni–6,4%Co–0,8%C и Fe–34%Ni–2,9%Co–1,7%C также обеспечивают низкие параметры теплового расширения (сплав с 0,8%C: после кристаллизации $\alpha_{20-100} = 2,5 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, после высокотемпературного отжига [800°C, 3ч] $\alpha_{20-100} = 1,0 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$; сплав с 1,7%C после кристаллизации $\alpha_{20-100} = 2,4 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, после высокотемпературного отжига [800°C, 3ч] $\alpha_{20-100} = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$).

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА

Дьяконов Г.С., Жеребцов С.В., Семенова И.П., , Валиев Р.З., Салищев Г.А.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия <u>dgr84@mail.ru</u>

Формирование деформационными методами ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в объемных заготовках из различных металлов и сплавов зависит от ряда важных факторов, к которым можно отнести температуру деформации и химический состав исхолного материала. В большинстве случаев для получения объемных полуфабрикатов с ультрамелкозернистой структурой используются широко распространенные методы интенсивной пластической деформации (ИПД) такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), мультиосевая деформация, кручение под давлением и комбинированные технологии. Изменение химического состава, а именно количества примесей в технически чистом титане, влияет на критические сдвиговые напряжения дислокационного скольжения и двойникования. Различие в активности действующих механизмов деформации, по крайней мере, на начальной стадии пластического течения, приведет к разнице в кинетике эволюции микроструктуры и формировании УМЗ структуры. Температура деформации, как известно также существенно влияет на механизмы деформации и на эволюцию микроструктуры. Так, например, реализация пластической деформации в области низких и криогенных температур, способствует уменьшению размера формирующихся зерен/субзерен.

В данной работе в качестве материала исследования использовался технически чистый титан ВТ1-0 и Grade 4. Исследуемые материалы заметно отличались количеством примесей. Образцы деформировались методом прокатки до суммарной степени деформации e = 93% ($\varepsilon = 2,6$). Была исследована эволюция микроструктуры технически чистого титана ВТ1-0 и Grade 4 после прокатки при $T = 20^{\circ}$ С. Проанализирована эволюция микроструктуры титана ВТ1-0 после прокатки при T = -196, 20 и 350°С. Исследование эволюции микроструктуры было проведено при помощи растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Количественный анализ эволюции микроструктуры был проведен при помощи метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

Было установлено, что эволюция микроструктуры титана BT1-0 имеет три характерные стадии, тогда как для титана Grade 4 подобной стадийности обнаружено не было. На первой стадии наблюдается прирост высокоугловых границ, двойникования. Ha обеспеченный развитием второй сталии происходит преобразование двойниковых границ в произвольные и образование субзеренной структуры. На третьей стадии наблюдается очередной прирост высокоугловых границ за счет образования высокоугловых границ деформационного происхождения. Показано, что увеличение количества примесей в технически чистом титане приводит к изменению кинетики эволюции микроструктуры. Установлено, что снижение температуры прокатки до криогенной активизирует двойникование и способствует измельчению микроструктуры. Повышение температуры прокатки до 350°С приводит к активизации процессов возврата и подавлению механического двойникования. В ходе прокатки на суммарную степень деформации e=93% ($\epsilon=2.6$) после криогенной, комнатной и теплой прокатки сформировалась структура со средним размером зерен/субзерен 50, 150 и 400 нм, соответственно.

ОРГАНИЗАЦИЯ СДВИГА И НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ

Алфёрова Е.А.¹⁾, Лычагин Д.В.^{1,2)}

 ¹⁾ Юргинский технологический институт Томского политехнического университета, г. Юрга, <u>katerina525@mail.ru</u>,
 ²⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, <u>dvl-tomsk@mail.ru</u>

Процессы, происходящие в материале при нагрузке, находят свое отражение на поверхности образцов. При этом деформационный рельеф указывает на то, что деформация не является однородной. Авторами проводились исследования деформационного рельефа различных ГЦК-монокристаллов, что позволило систематизировать основные структурные элементы деформационного рельефа (СЭДР), выделить неизменные повторяющиеся группы и провести классификацию [1, 2]. Иерархия структурных элементов деформационного рельефа ГЦК-монокристаллов зависит от ориентации оси деформации [3]. Сопоставление экспериментальных данных, полученных при изучении неоднородности деформации монокристаллов никеля, с типом СЭДР позволило выявить некоторые особенности. Во-первых, величина неоднородности деформации на макроуровне возрастает с увеличением масштаба СЭДР. Максимальная неоднородность по грани целиком характерна для образцов с макрополосами и складками (ось сжатия [111]). Максимально однородно деформация протекает в монокристаллах, где формируются следы сдвига и аккомодационные полосы (ось сжатия [001]). Во-вторых, было определено, что повышение неоднородности деформации обусловлено местами стыка СЭДР, а не их типом [4]. В рамках данной публикации рассмотрим, почему тип СЭДР не влияет на величину неоднородности деформации.

На рис. 1 показан профиль следов сдвига, мезо- и макрополос, полученный с помощью интеренференционной профилометрии и приведены значения неоднородности деформации для систем СЭДР. Оценку неоднородности деформации осуществляли с использованием параметра *Sd/e* – нормированная неоднородности деформации. Это позволяет сравнивать неоднородность деформации в образцах, деформированных на различную величину.

Анализ данных показал, что во всех случаях можно наблюдать отдельные ступеньки сдвига внутри более крупных СЭДР. Формирование более крупных структурных элементов рельефа в ряде случаев дополнительно сопровождается искривлением поверхности образца, при этом ступеньки в локальных областях не выделяются. При рассмотрении макрополос, помимо описанного выше, было выявлено формирование областей экструзии и интрузии материала. Однако, данный вопрос выходит за рамки настоящей публикации и требует дальнейшего изучения.

Следовательно, развитие сдвига в различных СЭДР протекает подобным образом. Сдвиг начинается в отдельных следах скольжения, далее идет объединение в микропачки, когда сдвиг протекает согласованно в нескольких параллельно расположенных плоскостях. Это приводит к образованию объемного мезо- или макроскопического элемент деформации (на поверхности это выражается в формировании, например, мезо- и макрополос). Такая организация сдвигового процесса направлена на то, чтобы снизить величину неоднородности деформации.



Рис. 1. Профили поверхности (*a*, *в*, *d*) вдоль соответствующих секущих на картине деформационного рельефа никеля (*б*, *г*, *e*): следы сдвига (*б*) после e = 3% на боковой грани (110) [001]-монокристалла; мезополосы после e = 16% на боковой грани (110) [110]-монокристалла (*в*); макрополосы после e = 10% на боковой грани (110) [$\overline{111}$]-монокристалла (*d*). Справа указаны значения неоднородности деформации в системах параллельных СЭДР по компонентам

Список литературы

- 1. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. №6. С. 67-77.
- 2. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. №3. С. 103-113.
- Лычагин Д.В., Алфёрова 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.
- 4. 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.

ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА В КРЕМНЕЗЕМИСТОЙ КЕРАМИКЕ ДЛЯ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ФИЛЬТРОВ

Муканова А.Ж., Каныгина О.Н.

Оренбургский Государственный Университет, г.Оренбург, Россия aiman m 1990@mail.ru

Глины – осадочные горные породы – используются для производства керамики, огнеупоров и в качестве адсорбентов. Главную роль в свойствах глин играют минералы – каолинит, монтмориллонит или гидрослюды. Самыми распространенными на территории Оренбургской области являются так называемые кирпичные и монтмориллонит содержащие глины [1].

Цель работы: исследование мезопараметров порового пространства, формирующегося при спекании кремнеземистой керамики; определение оптимальные внешних (режимы спекания) и внутренних (составы керамической массы) управляющих параметры для формирования заданной пористости в кремнеземистой керамике из кирпичной (К) и монтмориллонит содержащей (М) глин Оренбуржья.

Глина	П.П.П.	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O
М	7,08	55,90	9,51	0,86	18,63	0,72	2,05	1,90	3,24
К	9,61	57,46	4,90	0,53	11,00	8,21	2,93	2,04	3,04

Таблица 1. Химические составы глинистых материалов [1]

Традиционно, для формирования пористости в керамических материалах используют выгорающие добавки. В кирпичную и монтмориллонит содержащую глины добавляли выгорающие добавки из полиэтиленовых микрогранул (ПМ) диаметром 200 мкм в количестве 5, 10, 15, 20 и 25 % (масс.). Методом полусухого прессования формовали образцы в виде дисков диаметром 50 и высотой 10 мм. После сушки на воздухе и в сушильном шкафу при 160 °С, 4 часа, их обжигали в печи типа СНОЛ, согласно режимам R_1 , R_2 . Скорость нагрева составляла 3.5 К/мин, охлаждение с печью.

Для спекания керамики из М глины разработали режим спекания – R_1 : 500[°]C – 2ч, + 700 [°]C – 1ч, + 900[°]C – 2ч; при 500[°]C – 2ч выгорают добавки полиэтиленовых микрогранул и органика, при 700 [°]C – 1ч удаляется кристаллизационная вода, происходят полиморфные превращения в диоксиде кремния, при 900[°]C – 2ч завершается разложение монтмориллонита, образуются алюмосиликаты [2] и прослойки стеклофазы. Для керамики из К глины разработан режим R_2 : 500[°]C – 2ч, + 800 [°]C – 2ч, + 1100[°]C – 2ч; с выдержками при 500[°]C – 2ч, 800 [°]C – 2ч (разлагается карбонат кальция CaCO₃ \rightarrow CaO + CO₂) и 1100[°]C – 2ч (образуются алюмосиликаты и прослойки стеклофазы).

Усадка для обоих типов керамики, содержащих 5–25% полиэтиленовых микрогранул, одинакова в пределах погрешности эксперимента (10±1%). Методом водопоглощения [3] установлена линейная зависимость открытой пористости (Π_{or}) от содержания добавок полиэтиленовых микрогранул: для керамики из М глины при увеличении содержания добавок на 1% значение Π_{or} растет на 0,35% ($k_{\rm m} =$ 0.35), а в керамике из К глины – на 0,5% ($k_{\rm k} = 0.5$). Плотность керамики из глин К и М с изменением содержания полиэтиленовых микрогранул уменьшается от 2 (без добавок) до 1,5г/см³ (25% ПМ).

Мезоструктуру порового пространства исследовали методами водопоглощения и оптической количественной микроскопии [4] рис 1.



Рис. 1. Зависимости пористости от содержания порообразующих добавок: *а* – в монтмориллонит содержащей глине; *б* – в кирпичной глине

Пористость для керамики из монтмориллонит содержащей глины, содержащей 5 ÷ 15% полиэтиленовых микрогранул, растет, а уже при 15–25% практически не изменяется и не превышает 20±1%. В керамике же из кирпичной глины пористость линейно пропорционально растет с увеличением содержания выгорающих добавок.

Керамика из монтмориллонит содержащей глины имеет неоднородную структуру и с увеличением содержания выгорающих добавок пористость не растет выше 20%. Керамика из кирпичной глины, наоборот, имеет однородную структуру, пористость в которой достигает $40\pm1\%$, однако эта глина обладает неудовлетворительными формовочными свойствами – образцы рассыпаются, плохо прессуются. Поэтому было решено с целью оптимизации состава керамической массы разработать смесь, состоящую из порошков обеих глин. Подобрана масса следующего состава: 40% M + 60% (масс.%) К. Монтмориллонит содержащая глин должна улучшить пластичные свойства массы при прессовании, а кирпичная – оптимизировать скорость спекания, обеспечив однородную структуру по объему образцов. Обжигали новую керамическую массу по следующему режиму: 800 °C – 1 ч, 1100 °C – 2 часа. Получили керамику с однородной, хорошо спекшейся структурой. Составлен план исследования физических свойств и функциональных параметров новой керамики.

Выводы. Исследование параметров порового пространства, формирующегося в керамике при спекании природных глин Оренбуржья, показало необходимость создания на их основе оптимизированной по составу керамической массы. Определены оптимальные состав и режим спекания, позволяющие получать однородную структуру в керамических образцах для фильтрующей пористой кремнеземистой керамики из глин Оренбуржья.

Список литературы

- 1. Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Лазарев Д.А., Сальникова Е.В Высокотемпературные фазовые превращения в железосодержащих глинах Оренбуржья // Вестник Оренбургского государственного университета.-2010г.-№6(112).-С.113-118.
- 2. Крешков А.П. Основы аналитической химии М.: Химия, 1976. Т.2: Теоретические основы. Количественный анализ. 1976. - 480 с.

- 3. ГОСТ 2409 80 «Материалы и изделия огнеупорные. Метод определения водопоглощения, кажущейся плотности, открытой и общей пористости».
- 4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография Металлургия, 1970 г. 3-е изд., 376 с.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AI-Mg-Si, ОБРАБОТАННЫХ МЕТОДАМИ ИПД И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ

Бобрук Е.В., Самохина О.Н., Назмиев А.И., Мурашкин М.Ю.

ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет», Институт физики перспективных материалов, г. Уфа <u>e-bobruk@yandex.ru, maxmur@mail.rb.ru</u>

С учетом дефицитности и дороговизны меди роль алюминия, как проводникового материала неуклонно возрастает. К достоинствам алюминия можно отнести его хорошую технологичность и коррозионную стойкость. Однако алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Si, разработанные для электротехнической промышленности, существенно уступают медным проводникам в механической прочности, что значительно сужает область их применения.

В работе рассмотрены особенности формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и закономерности изменения механических и электрических свойств алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si, подвергнутых обработке интенсивной пластической деформации и последующей холодной прокатке.

Основываясь на экспериментальных данных, установили, что формирование УМЗ структуры обеспечило высокую прочность сплавов за счет уменьшения размера зерна в соответствии с соотношением Холла–Петча и образования в алюминиевой матрице наноразмерных выделений упрочняющих фаз – дисперсионного твердения.

Повышение электропроводности в УМЗ материалах было достигнуто за счет снижение концентрации легирующих элементов в алюминиевой матрице вследствие распада твердого раствора как в процессе динамического деформационного старения при ИПД, так и при последующем искусственном старении, выполненном по рациональному режиму.

Показано, что дополнительная холодная прокатка и искусственное старение позволяют получать из УМЗ заготовок сплавов системы Al–Mg–Si тонкие полосы с высоким уровнем прочности и пластичности.

Работа была выполнена при поддержке гранта РФФИ №12-02-31766, 12-08-91670-ЭРА_а и стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам 2013-2015 гг.

ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА ПРОЗРАЧНОГО ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ОКСИДА CuAlO₂

Шульгин Д.А., Бадретдинов М.Н., Шмидт С.В., Матухин В.Л.

КГЭУ, Казань, Россия, dmitriy.shulgin@yahoo.com

В последнее время в качестве перспективного термоэлектрического материала часто начали использовать соединение CuAlO₂. Кристаллическая структура данного соединения относится к семейству делафоссита. Делафоссит –природный минерал основного состава CuFeO₂, был назван в честь французского кристаллографа Ж. Де-



Рис.1. Кристаллическая структура 3R-CuAlO₂ ($M_{\rm m}$ = Al)



Рис.2. Таблетка CuAlO₂, $\rho = 1,75 \text{ g/cm}^3$

лафоса (Delafosse). Делафоссит имеет ромбоэдрическую структуру с пространственной группой ($D_{3d}^5 - R-3m$). В элементарной ромбоэдрической ячейке содержится одна формульная единица (Z = 1), в гексагональной установке Z = 3. Эти структуры принято обозначать символом F51. Структура типа делафоссита CuAlO₂ можно считать прототипом в семействе F51 (R-3m, Z = 3) рис.1 [2]. Для соединение CuAlO₂ ,оксид A+B³+O² типа делафоссита, известны координаты атомов: a (Å) = 2,858; c (Å) = 16,958; c/a = 5,934; $R_{\rm A} = 0,46$; $R_{\rm B} = 0,535$; $R_{\rm A}/R_{\rm B} =$ 0,860; *z/c* (O) = 0,1099 [1], где *a*, *c* – параметры элементарных ячеек; z/c – координаты атомов в структуре по отношению к параметрам элементарной ячейки. *R*_A, *R*_B, – радиусы ионов A, B, по системе Шеннона [3]. Нами методом твердофазного синтеза были получены образцы соединения CuAlO₂, проведенный рентгенофазовый анализ подтвердил минералогический состав полученного соединения. Также были проведены измерения спектра ЯКР Сu. Синтез полупроводникового соединения был осуществлен по двум методикам.

<u>Первая методика</u>. Использовались реактивы CuO (99.9%) – оксид меди (II), Al₂O₃ (99.9%) – оксид алюминия. Ход осуществления синтеза в данном случае можно описать уравнениями: CuO + Al₂O₃ \rightarrow CuAl₂O₄ с последующим отжигом на воздухе при температуре 750°Cв течение 6 часов, затем CuAl₂O₄+CuO \rightarrow CuAlO₂+0,5O₂ с последующим отжигом на воздухе при температуре 750°C в течении 6 часов.

Вторая методика. Использовались реактивы Cu₂O (99.9%) – оксид меди (I), Al₂O₃ (99.9%) – оксид алюминия. Ход осуществления синтеза описывается уравнением: Cu₂O + Al₂O₃ \rightarrow 2Cu_AIO₂. Полученный порошок был запрессован в таблетки (рис.2) до плотности 1,75 g/cm³. Заключительной частью синтеза можно считать отжиг на воздухе при температуре 750°С в течении 8 часов.

Список литературы

- 1. Kõhler B.U., Jansen M. Darstellung und Strukturdaten von "Delafossiten" CuMO2 (M = Al, Ga, Sc, V). // Z. anorg. allg. Chem.1986. Bd. 543. S. 73–80.
- Матухин, В. Л.; Хабибуллин, И. Х.; Шульгин, Д. А.; Шмидт, С. В. Исследование полупроводникового соединения CuAlO₂ методом ЯКР Си Известия высших учебных заведений. Серия, Физика. - Томск: Изд-во Томского гос. ун-та, 2012. -N 2. - . 53-56. - ISSN 0021-3411
- 3. Shannon R.D. Revised effective ionic radii systematic jf interatomic distances in halides and chalcogenides. // Acta Cryst. 1976. V. A32, № 5. P. 751–767.

СОЗДАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ ВОЛОКОН МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОСПИННИНГА

Абакаров А.Р., Васюков В.М., Ермаков А.А., Родаев В.В., Коренков В.В.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина

В работе методом электоспинингования из раствора поливинилового спирта и дихлорид-оксида циркония ZrCl₂·8H₂O получены керамические нановолокна. Прядильный раствор раствор был получен растворением в деионизированной воде 9% смесидихлорид-оксида цирконияи поливинилового спирта в массовом отношении 1:2. Данный истинный раствор помещался в установку для электроспиннингования Nanon. Для получения полимерного мата были выбраны оптимальные условия по высокому напряжению, скорости подачи и расстоянию между электродами, при которых диаметр получаемых волокон составлял ~ 100...200 нм. Полученный полимерный мат был подвергнут процедуре отжига в печи при температуре 800[°]C в течение часа. Прокаливание при такой температуре приводит к термическому разложению хлорокиси циркония на диоксид циркония ZrO₂и газообразный хлористый водород. Средствами электронной микроскопии (рис.1) было установлено, что послепроцедуры отжига полимерное связующее вещество сгорает, а частицы оксида циркония, которые распределены по всему объему, образуют керамические нановолокна. Размер частиц оксида циркония составляет ~20 нм, а диаметр волокон не превышает 200 нм. Энергодисперсионный анализ также показал отсутствие связанного хлора в нановолокнах при соотношении атомных долей циркония и кислорода 1:2, что соответствует химической формуле ZrO₂.

Таким образом, в работе показана возможность получения нановолокон из одного из самых перспективных керамических материалов – диоксида циркония, сочетающего высокую механическую прочность с низкой теплопроводностью, химической инертностью и биосовместимостью.



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение массива керамических нановолокон из ZrO₂, полученных методом электроспиннинга

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашения 14.В37.21.1831, 14.В37.21.1628 и 14.132.21.1474; государственного задания на выполнение НИР и грантов Российского фонда фундаментальных исследований № 12-08-97551-р_центр_а и № 11-08-00968-а.

ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИМЕСНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.², Белых Н.В.³

¹Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина, Донецк, Украина, <u>malashenko@fti.dn.ua</u> ²Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина ³Донбасская государственная машиностроительная академия, Краматорск, Украина, <u>nataliya.belykh@mail.ru</u>

Обработка высоким давлением является одним из перспективных методов получения функциональных наноматериалов [1]. Довольно часто в нанокристаллах содержатся примеси, попавшие в них в процессе получения либо добавленные для стабилизации исходного структурного состояния. Примесные добавки позволяют не только стабилизировать ультрамелкое зерно, но и сохранить высокий уровень предела текучести ультрамелкозернистых материалов [2]. При дальнейшем использовании эти заготовки могут быть подвергнуты высокоскоростному нагружению, в частности, при высокоскоростной обработке, ковке, формовке. При этом для многих металлов зависимость напряжения течения от скорости деформирования резко усиливается, что обусловлено их переходом в динамический режим преодоления барьеров, создаваемых структурными несовершенствами кристалла [3]. Присутствие примеси в этом случае может оказать влияние на величину динамического предела текучести. Хотя в ультрамелкозернистых материалах содержится обычно не более одной дислокации, тем не менее дислокационная плотность в процессе пластической деформации может быть довольно высокой: $\rho \approx d^{-2}$, где d – размер зерна. Так, для $d = 1 \,\mu$ m плотность дислокаций $\rho = 10^{12} \,\mathrm{m}^{-2}$, а если $d = 10 \,\mathrm{nm}$, получим значение $\rho = 10^{16} \,\mathrm{m}^{-2}$. Воспользовавшись подходом, развитым в работах [4–6], получим следующее выражение, описывающее вклад примесей в величину динамического предела текучести наноматериалов

$$\sigma_d = \frac{\pi n_0^{1/3} \mu^2 \chi^{2/3} b^2 \dot{\varepsilon}}{3mc^3 R \rho}$$

где R – радиус примеси, χ – параметр ее несоответствия, μ – модуль сдвига, m – масса единицы длины дислокации, C – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, n_0 – безразмерная концентрация примесей, ρ – средняя плотность дислокаций в материале, b – модуль вектора Бюргерса дислокации, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации. Численные оценки для нанокристаллической меди (d = 100 nm, $n_0 = 3 \cdot 10^{-3}$, $\rho = 10^{11}$ m⁻², $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^3$ s⁻¹) показали, что вклад примесей в предел текучести может составлять 10% и более.

Список литературы

- 1. V. Varyukhin, Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Prokof'eva, A. Reshetov, Materials Science Forum, 667 (2011).
- A.B. Lebedev, S.A. Pulnev, V.I. Kopylov, Yu.A. Burenkov, V.V. Vetrov, O.V. Vylegzhanin, Scripta Mater., 35, 1033 (1996).
- 3. В.С.Красников, А.Ю.Куксин, А.Е.Майер, А.В.Янилкин, ФТТ, **52**, 1295 (2010).
- 4. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., 404, 3890 (2009).
- 5. В.В. Малашенко, Н.В. Белых. ФТТ, **55**, 504 (2013).
- 6. В.В. Малашенко, ЖТФ, 2011, **9**, 67 (2011).

ОДНООСНОЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЕ ПРЕССОВАНИЕ (МИП) ПОРОШКА α-Al₂O₃

Рыковский А.И., Жолнин А.Г.

НИЯУ МИФИ, Москва, Россия, <u>an_ryk@mail.ru</u>

Общие сведения

Эксперименты проводились на магнитно-импульсном прессе, напряжение на который подается от генератора импульсных токов. Данный пресс оснащен системой предварительной подпрессовки матрицы с порошком. Максимальное значение нагрузки, передаваемой порошку при подпрессовке, равно приблизительно 3 тоннам,

что при использовании пуансона диаметром 10 мм соответствует давлению около 0,37 ГПа.

В таблице 1 представлены характеристики генератора импульсного тока.

Характеристика	Значение	
Емкость конденсаторов, мкФ	600	
Максимальное напряжение разряда, кВ	5,8	
Энергия импульса, кДж	10	
Частота без индуктора, кГц	25	
Длительность первого полупериода с индуктором, мкс	160	

Таблица 1. Характеристики генератора импульсного тока

Проводились эксперименты по прессованию порошка α -Al₂O₃ высокой чистоты производства японской компании «Taime Chemicals Co., LTD», который имеет средний размер частиц в диапазоне около 100 нм и площадь развитой поверхности по результатам В.Е.Т. ~14,5 м²/г. Теоретическая плотность данного материала составляет 3.99 г/см³.

Однократное МИП порошка α-Al₂O₃

В ходе экспериментов по магнитно-импульсному прессованию порошка корунда была выявлена линейная зависимость плотности прессовки от напряжения разряда одного импульса сжатия.

Многократное МИП

Были проведены эксперименты по многократному МИП порошка α-Al₂O₃. При множестве импульсов плотность прессовок увеличивается, выходя на насыщение, величина которого тем выше, чем больше напряжение разряда.

Роль подпрессовки

Литературные данные о роли предварительного уплотнения порошка перед МИП оксида алюминия противоречивы [1–3]. Одни говорят о положительном эффекте, другие – об отрицательном. По результатам проведенных экспериментов по прессованию порошка α -Al₂O₃ был сделан вывод о бесспорном способствовании подпрессовки порошка увеличению плотности компакта. Приложение к прессовке стационарного давления в ~370 МПа осуществлялось перед каждым импульсом и снималось до приложения импульсного давления.

В результате статического предварительного нагружения прессовки со снятием давления с МИП выход на насыщение относительной плотности достигается при меньшем количестве импульсов, т.е. подпрессовка способствует уплотнению порошка, а первый импульс с подпрессовкой по действию на порошок аналогичен двум импульсам давления без подпрессовки при аналогичных напряжениях разряда.

В ходе проведения экспериментов было выявлено наличие в прессовке значительной упругой составляющей, присутствие которой проявляется в частичном восстановлении первоначальных размеров прессовки после снятия нагрузки. Естественно возникает вопрос о результатах МИП когда прессовка находится в напряженном состоянии. Результат воздействия импульса с напряжением разряда 2,5 кВ на прессовку, находящуюся под давлением 370 МПа аналогичен разряду с напряжением 3,5 кВ без подпрессовки.

Спекание

При свободном спекании (1550 °С – 1 ч, 15,5 °С/мин) прессовок после МИП какой либо связи плотности спеченных таблеток с плотностью исходных прессовок, напряжением разряда или количеством импульсов не прослеживается. Но, выявлена связь плотности прессовок с эффектом расслоения. Грин-плотность расслоившихся прессовок лежит в диапазоне плотностей от 62,5% до 65,0%. Дефект может быть сформирован при прессовании, а может образовываться при спекании, например, из-

за воздействия сорбированных газов. Плотности спеченных образцов после МИП лежат в широком диапазоне от 88% до 94,5% для не разрушенных образцов и от 85% до 92% для расслоившихся.

Более стабильных результатов по плотности спеченных таблеток удалось достичь при спекании прессовок после МИП на установке СПС (1350 °С – 10 мин, 50 МПа). Плотность спеченных образцов колебалась в пределах от 92,7% до 95,0% при исходной плотности прессовок от 57,5% до 63%.

Выводы:

- Многократное магнитно-импульсное прессование порошка α-Al₂O₃ сопровождающееся предварительным статическим нагружением пресс-формы позволяет достичь более высокой относительной плотности прессовки.
- Совмещение технологий СПС и МИП позволяет получить высокую относительную плотность образцов около 94%.

Список литературы

- 1. Ноздрин А. А., Исследование динамической прессуемости наноразмерных порошков на основе оксида алюминия. Перспективные материалы Материалы, 2007, №6.
- 2. Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Кайгородо А.С. Лознухо В.П., Особенности одноосного квазистатического компактирования оксидных порошков. Российские нанотехнологии, Том 6, 2011. №9.
- V. Ivanov, Y.A. Kotov, O.H. Samatov, Synthesis and dynamic compaction of ceramic nano powders by techniques based on electric pulsed power. Nano structured Materials, 1995, Vol. 6, pp. 287-290.

МОДЕЛЬ РОСТА НИТЕВИДНОГО КРИСТАЛЛА ИЗ ИКОСАЭДРИЧЕСКОЙ МАЛОЙ ЧАСТИЦЫ

Дорогин Л. М, Колесникова А. Л., Кинк И., Ясников И.С., Викарчук А.А., Романов А. Е.

Институт физики Тартуского университета, Тарту, Эстония, <u>dorogin@ut.ee</u>

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Экспериментально установлено, что нано- и микро-размерные металлические малые частицы с ГЦК кристаллической структурой могут иметь оси пятерной симметрии [1]. Таким частицам присуща особая внутрянняя структура со множественным двойникованием [2]и наличие внутренних механических напряжений. Для описания напряжений в пентагональных малых частицах (ПМЧ) была разработана дисклинационная модель [3], из которой следует, что энергия упругих напряжений нарастает пропорционально объёму ПМЧ. Увеличение энергии обуславливает возможность реализации различных механизмов релаксаций, которые и были обнаружены экспериментально. Среди прочих механизмов релаксации, были получены свидетельства образования одномерных нитевидных кристаллов (НК, также whiskers, «усов») призматической или конической формы в местах выхода осей пентагональной симметрии на поверхность ПМЧ [4]. Первая попытка связать напряжения дисклинации с ростом НК через движение призматических дислокационных петель была предпринята авторами в [5].

В данном докладе теоретически исследуется механизм роста НК из металлических ПМЧ икосаэдрической формы, обладающих внутренними механическими напряжениями. Предлагается модель роста, основанная на зарождении, разделении и движении призматических дислокационных петель для релаксации внутренних напряжений. Согласно модели, выход одной дислокационной петли (петли внедрения DL_i) на поверхность вызывает приращение длины НК от его основания, а углубление второй петли (петли вакансионного типа DL_v) сопровождается её аккумуляцией во внутреннюю полость.

Проведены численные расчеты релаксационного энергетического баланса на основе предложенной модели. Рассмотрена сферическая частица радиуса R, обладающая изотропными упругими модулями (модуль сдвига G, коэффициент Пуассона v), с распределенной дисклинацией Маркса-Иоффе (стерео-дисклинацией) χ и двумя коаксиальными дислокационными петлями DL_i и DL_v радиуса a и величиной вектора Бюргерса b (см. рисунок).



Были проведены расчеты изменения полной упругой энергии частицы $E_{\rm rel}$ в результате образования пары петель в зависимости от их геометрического расположения. Расчеты показали снижение полной энергии пентагональной частицы после пространственного разделения петель и преодоления энергетического барьера. Также было обнаружено наличие критического радиуса частицы, такого, что для частиц меньшего радиуса зарождение петель будет энергетически невыгодно. Полученные результаты подтверждают гипотезу о возможности релаксации внутренних напряжений в ПМЧ через выброс НК.

Авторы отмечают поддержку гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет" (договор № 14.В25.31.0011), проекта "Mesosystems: Theory and Applications" (TK114), Эстонского Центра Развития Нанотехнологий (EU29996) и гранта "Nano-Com" 3.2.1101.12-0010

Список литературы

- Yacaman M.J., Ascencio J.A., Liu H.B., Gardea-Torresday J. // J. Vac. Sci. Techn. B. 2001. V. 19. P. 1091.
- 2. Hofmeister H. // Cryst. Res. and Technol. 1998. V. 33. P. 3.
- Gryaznov V.G., Heidenreich J., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban J. // Cryst. Res. Technol. 1999. V. 34. P. 1091.
- 4. Ясников И. С., Денисова Д. А. // ФТТ. 2013. Т. 55. С. 585.
- Romanov A. E., Vikarchuk A. A., Kolesnikova A. L., Dorogin L. M., Kink I., Aifantis E. C. // J. Mater. Res. 2012. V. 27. P. 545.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОПУСКАНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ПРИ СПАРК-ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ

Ильина А.М., Александрова Е.В., Григорьев Е.Г., Олевский Е.А.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Лаборатория электромагнитных методов создания новых материалов, Москва, Россия, ilyina am@mail.ru

В настоящей работе в качестве исследуемого материала использовался сферический порошок меди (99,9999% чистоты, Alfa Aesar, MA, USA) с размером частиц порядка 10 µм (рис. 1).

Для проведения сравнительных экспериментов были предварительно подготовлены цилиндрические заготовки из медного порошка диаметром 10 мм и высотой 8–10 мм в СПС режиме: $T = 350^{\circ}$ С, P = 10 МПа, время выдержки 2 минуты. Относительная плотность полученных заготовок составляет 80–82%. На установке для спарк-плазменного спекания LABOX-625 (Sinter Land, Japan) подготовлены изолирующие диски из оксида алюминия диаметром 20 мм, высотой 1,9 мм.

В экспериментах использовались два типа оснастки. Была специально выбрана графитовая мат-



Рис. 1. РЭМ-изображение исходного порошка

рица с внутренним диаметром большим, чем диаметр медной заготовки; зазор между стенкой заготовки и внутренней поверхностью матрицы составил 10 мм. В первом случае (рис. 2a) разогрев порошковой заготовки осуществлялся за счет прямого прохождения тока, во втором – за счет теплопроводности от разогретой графитовой матрицы и пуансонов, при этом медная заготовка изолирована от прохождения тока с помощью использования электроизолирующих дисков из Al_2O_3 (рис. 2δ). Такая схема оснастки позволяет контролировать температуру непосредственно на поверхности медной заготовки, используя сквозное отверстие под термопару.



Рис. 2. Схема экспериментальной оснастки СПС-осадки: *а* – случай прямого пропуская тока через спекаемый образец, *б* – случай, когда ток не проходит напрямую через образец.

Для обоих случаев был задан одинаковый режим спекания: к заготовке, загруженной в оснастку, прикладывалось давление 10 МПа, нагрев осуществлялся со скоростью 75°C/мин до 625°C, время изотермической выдержки составляло 2 минуты.



Рис. 3. Внешний вид образца до и после СПС-осадки

Так как в эксперименте отсутствует радиальное обжатие заготовки, то при приложении давления происходит «бочкообразование» и получается плоская таблетка с тороидальной боковой поверхностью (рис. 3).

На рис. 4 показаны кривые перемещения верхнего пуансона (пунктирные линии) в зависимости от времени в случае с прямым прохождением тока через образец (красные кривые) и когда электрический ток не идет через образец

(синие кривые). Также приведены температурные режимы для обоих случаев СПСосадки (сплошные линии). Видно, что для случая с током процесс сжатия медной заготовки начинается примерно на 130 секунд раньше, чем для случая без тока. При этом конечные относительные плотности образцов «с током» и «без тока» оказываются практически одинаковыми. Образец «без тока» охлаждается быстрее, чем образец «с током», что возможно связано с некоторым градиентом температуры по сечению таблетки в первом случае.



Рис. 4. Перемещение пуансонов и температурные режимы СПС-осадки в зависимости от времени

Проведены сравнительные эксперименты по СПС-осадке медного порошка с использованием оснастки, позволяющей включить и исключить присутствие электрического тока при одинаковых приложенных давлениях и температурах. Показано, что в случае прямого пропускания тока через образец процесс уплотнения начинается на 130 секунд раньше, чем в случае отсутствия прямого пропускания тока. При этом конечные плотности образцов оказываются практически равными. Скорость охлаждения образца «с током» оказывается несколько ниже, чем для образца «без тока», что может быть вызвано тем, что в схеме эксперимента «без тока» образец прогревается неравномерно.

НАРУШЕНИЕ КОНТАКТА В ОКРЕСТНОСТИ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ КОМПОЗИТА

Власов Н.М.

Подольский институт (филиал) Московского государственного открытого университета имени В.С. Черномырдина, Подольск, Россия, chelyapina@pochta.ru

Прочность нанокомпозита определяется тепловым контактом между включениями и окружающей матрицей. Нарушение контакта сопровождается увеличением теплового сопротивления и ростом температуры. В макроскопическом масштабе происходит повышение уровня термонапряжений, возникающих при тепловом нагружении. Предлагаемое сообщение посвящено исследованию нарушения контакта между матрицей и нановключениями композита. Алгоритм математического моделирования включает следующие операции: вычисление первого инварианта тензора остаточных напряжений, решение уравнений диффузионной кинетики, определение скорости перемещения границы матрицы в окрестности включения.

Физическая сущность нарушения контакта в окрестности нановключений композита заключается в следующем. При тепловом нагружении нанокомпозита на границе включений возникает контактное давление. Его появление обусловлено различными значениями свойств материала матрицы и включений. По мере повышения температуры контактное давление усиливается и в окрестности включений начинается пластическое течение. Оно начинается на внутренней поверхности матрицы при условии, что сдвиговые компоненты тензора термонапряжений превышают предел текучести материала при данной температуре. В окрестности включений формируются остаточные напряжения сжатия. Они уменьшают равновесную концентрацию вакансий. Это приводит к их диффузионной миграции на границу включения и, как следствие, происходит образование свободного объема между матрицей и включением. Тепловое сопротивление нанокомпозита возрастает, и возникают локальные всплески температуры.

Остаточные напряжения увеличивают диффузионный поток вакансий на границу контакта матрицы и включения. Это обусловлено упругим взаимодействием вакансий с первым инвариантом тензора остаточных напряжений. Потенциал взаимодействия (энергия связи) определяется известным соотношением [1]

$$V = -\frac{\sigma_{ll}}{3}\delta \upsilon, \tag{1}$$

где σ_{ll} – первый инвариант тензора остаточных напряжений, δv – изменение объема кристалла при размещении вакансии. Для $\sigma_{ll} < 0$ (напряжение сжатия) и $\delta v < 0$ (вакансии уменьшают параметр кристаллической решетки) потенциал V принимает отрицательное значение. Это соответствует диффузионной миграции вакансий в зону напряжения сжатия и их вытеснению из области растягивающих напряжений. Рассмотрена модельная схема нанокомпозита с цилиндрическими и сферическими включениями. Характерный размер последних соответствует общепринятым условиям наноструктур. Включения разной геометрической формы равномерно распределены в матрице. Материал включения обладает высоким модулем упругости и малым коэффициентом термического расширения по отношению к матрице. Равновесная концентрация вакансий в окрестности отдельного включение экспоненциально зависит от потенциала V

$$C_p = C_0 \exp\left(-\frac{V}{kT}\right),\tag{2}$$

где k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура, C_0 – средняя концентрация вакансий. Её численное значение соответствует равновесной концентрации при данной температуре без остаточных напряжений. В области напряжения сжатия $C_p < C_0$, при растяжении $C_p > C_0$ и $C_p = C_0$ при отсутствии остаточных напряжений.

Диффузионная миграция вакансий с учетом остаточных напряжений подчиняется уравнению параболического типа при соответствующих начальном и граничных условиях [2]

$$\frac{1}{D}\frac{\partial C}{\partial t} = \Delta C - \frac{\Delta (C\nabla V)}{kT}, \quad r_0 < r < R$$

$$C(r,0) = C_0, \quad C(r_0,t) = C_p, \quad C(R,t) = C_0,$$
(3)

где D – коэффициент диффузии вакансий, r_0 и R – внутренний и внешний радиус матрицы в окрестности нановключений. Остальные обозначения соответствуют принятым ранее. Отрицательное значение второго члена правой части уравнения (3) означает, что остаточные напряжения «поглощают» вакансии для достижения равновесной концентрации.

Определены диффузионные потоки вакансий в окрестности цилиндрических и сферических включений нанокомпозита. Приведены аналитические зависимости для кинетики образования свободного объема в окрестности включений. Показано, что нарушение контакта около сферических включений протекает интенсивнее по сравнению с цилиндрическими. Это объясняется «фокусировкой» потока вакансий при изменении симметрии уравнения диффузии за счет остаточных напряжений. Для наноразмерных включений основную роль при нарушении контакта между матрицей и включением играют диффузионные процессы по сравнению с температурным расширением материала. Результаты математического моделирования представляют интерес для прогноза эксплуатационных возможностей перспективных материалов.

Список литературы

- 1. Теодосиу К. Упругие модели дефектов в кристаллах. Пер. с англ. М.: Мир, 1985, 351 с.
- 2. Драгунов Ю.Г., Власов Н.М., Иванов С.Д., Федик И.И. Самоуравновешенные внутренние напряжения. М.: МГОУ, 2010, 391 с.

ТЕРМОПРОЧНОСТЬ ИЗДЕЛИЙ ПРИ КОМБИНАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Челяпина О.И.

Подольский институт (филиал) Московского государственного открытого университета имени В.С. Черномырдина, Подольск, Россия, <u>chelyapina@pochta.ru</u>

Прочностная надежность, безопасность и ресурс эксплуатации изделий новой техники зависят от величины и характера распределения внутренних напряжений различной физической природы. Среди них весомое место занимают температурные и остаточные. Появление термонапряжений обусловлено неоднородным распределением температуры. Остаточные напряжения возникают при проведении различных технологических операций, а также в процессе эксплуатации элементов конструкций. Если температурные и остаточные напряжения имеют одинаковую координатную зависимость, то они могут усиливать или ослаблять друг друга. Это определяется комбинацией напряжений сжатия и расширения при использовании принципа суперпозиции в линейной теории термоупругости. Отсюда непосредственно вытекает принципиальная возможность управления внутренними напряжениями (температурными и остаточными) для повышения термопрочности изделий новой техники. Предлагаемое сообщение посвящено математическому моделированию процесса управления температурными и остаточными напряжениями для продления ресурса эксплуатации изделий энергетического машиностроения. В качестве иллюстративного примера рассматриваются цилиндрические оболочки тепловыделяющих элементов ядерных реакторов [1]. Они предназначены для удержания продуктов деления и примесей внедрения при выгорании ядерного топлива.

Сохраняя общность, уделим внимание окружным термонапряжениям в цилиндрической оболочке [2]

$$\sigma_{ll}^{t} = \frac{\alpha \mu (T_1 - T_2)(1 + \nu)}{(1 - \nu) \ln \frac{R}{r_0}} \left\{ 1 + \ln \frac{r}{R} + \frac{1 + \left(\frac{r}{R}\right)^2}{1 - \left(\frac{r_0}{R}\right)^2} \left(\frac{r_0}{r}\right)^2 \ln \frac{r_0}{R} \right\},\tag{1}$$

где α – коэффициент термического расширения, μ – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, r_0 и R – внутренний и внешний радиусы оболочки, T_1 и T_2 – температура на внутренней и внешней поверхностях оболочки (T₁ > T₂). Для принятых условий окружные напряжения на внешней поверхности являются растягивающими. Они способствуют развитию микротрещин в приповерхностной области материала. Термопрочность цилиндрической оболочки снижается. Для устранения этого нежелательного явления необходимо создавать в оболочке остаточные напряжения для компенсации температурных. Возможный вариант создания подобных напряжений заключается в следующем. Двусвязную область цилиндрической оболочки превращают в односвязную путем выполнения радиального разреза. Двум поверхностям разреза придается малое угловое смещение. Нарушение сплошности восстанавливается за счет добавления недостающего материала. Система снова приобретает двусвязность, но уже с остаточными напряжениями. Внутренняя поверхность находится в состоянии растяжения, а внешняя – в состоянии сжатия. Координатная зависимость остаточных окружных напряжений с точностью до знака идентична термонапряжениям:

$$\sigma_{ll}^{r} = -\frac{\mu\omega}{2\pi(1-\nu)} \left\{ 1 + \ln \frac{r}{R} + \frac{1 + \left(\frac{r}{R}\right)^{2}}{1 - \left(\frac{r_{0}}{R}\right)^{2}} \left(\frac{r_{0}}{r}\right)^{2} \ln \frac{r_{0}}{R} \right\},$$
(2)

где ω – угол поворота берегов разреза оболочки (измеряется в радианах). Остальные обозначения соответствую принятым ранее.

Внутренние напряжения математически описываются тензором второго ранга. В линейном пространстве справедливы законы тензорной алгебры. Они дают возможность использовать принцип суперпозиции в линейной теории термоупругости и алгебраически суммировать компоненты тензора соответствующих напряжений. Для продления ресурса эксплуатации цилиндрической оболочки необходимо создавать такие остаточные напряжения, которые компенсировали бы уровень растягивающих термонапряжений. При одинаковой координатной зависимости двух типов внутренних напряжений, это достигается при условии $\sigma_{\phi\phi}^r = \sigma_{\phi\phi}^t$. Отсюда получаем соотношение для параметра управления термопрочностью при комбинации температурных и остаточных напряжений

$$\frac{\omega}{2\pi} = \frac{\alpha (T_1 - T_2)(1 + \nu)}{\ln \frac{R}{r_0}}.$$
(3)

Все обозначения остаются прежними. Физический смысл соотношения (3) заключается в том, что температурная деформация $\alpha(T_1 - T_2)$ полностью исчезает за счет угловой деформации: угловое смещение в радианах относится к полному углу цилиндрической поверхности 2π . Если $\sigma_{\phi\phi}^r > \sigma_{\phi\phi}^t$, то на внутренней поверхности оболочки возникают окружные растягивающие напряжения.

В общем случае температурные и остаточные напряжения могут иметь разные координатные зависимости (например, в сферической оболочке). Процесс управления внутренними напряжениями в таких системах требует дополнительного математического обоснования с привлечением информационных технологий. Рассмотренный способ образования остаточных напряжений не является единственным. Так, например, остаточные напряжения возникают при термообработке, а также при использовании градиентных материалов с неоднородным примесным легированием.

Список литературы

- 1. Власов Н.М., Федик И.И. Тепловыделяющие элементы ядерных ракетных двигателей. М.: ЦНИИатоминформ, 2001, 205 с.
- 2. Драгунов Ю.Г., Власов Н.М., Иванов С.Д., Федик И.И. Самоуравновешенные внутренние напряжения. М.: МГОУ, 2010, 391 с.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ НVOF, НА НДС СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Радченко П.А., Балохонов Р.Р., Радченко А.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия radchenko@live.ru

Высокоскоростное (сверхзвуковое) газопламенное напыление (HVOF) является сравнительно недавним дополнением к семейству процессов газотермического напыления. Данная методика по праву считается наиболее современной из технологий напыления. В странах Европы и Северной Америки HVOF практически вытеснило гальванику и методы вакуумного напыления во многих отраслях. Из-за малой скорости частиц при газоплазменном напылении поверхность частиц успевает окислиться, что приводит к низкой плотности формирования покрытий. Увеличение скорости частиц при меньшей их температуре позволило снизить уровень окисленности частиц и повысить плотность порошкового покрытия. В порошковых распылителях HVOF первого и второго поколений использовалось цилиндрическое сопло, тогда как в третьем поколении используются расширяющиеся профильные сопла Лаваля. Такой подход позволяет скорости потока газа превышать 2000м/с, а скорости частиц порошка 800м/с. При HVOF методике достигается высокая адгезия, а пористость покрытия не превышает 1%.

В последнее время получено много результатов по упругим и прочностным свойствам многослойных покрытий, полученных методом сверхзвукового газопламенного напыления. Но основная часть работ по исследованию покрытий, полученных методом HVOF, посвящена исследованию их напряженно-деформируемого состояния при статических нагрузках. Анализ же деформирования и разрушения подобных сред при динамических нагрузках сложен и требует, как правило, трехмерного подхода и адекватных моделей поведения не только каждого отдельного слоя покрытия, но и подложки.

Ранее методами численного моделирования исследованы закономерности деформирования материалов с ультразвуковой обработкой поверхности, материалов с газотермически напыленными покрытиями, в том числе оплавленными в условиях ультразвуковых колебаний, а также покрытий, нанесенных методом диффузионного борирования. Рассмотрены особенности деформирования и разрушения связанные с кривизной границ раздела в композиционных материалах.

В данной работе исследуется поведение стальной подложки с многослойным покрытием, нанесенным методом HVOF, при динамическом нагружении конструкции ударником при различных скоростях взаимодействия. Задача решалась численно, методом конечных элементов с использованием явной конечно-разностной схемы Г. Джонсона.

ВЛИЯНИЕ КАРБОНАТНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Гувалов А.А., Мамедова А.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика, <u>abbas.guvalov@akkord.az</u>

Полифункциональный бетон, в отличие от традиционного бетона, представлен не только цементом, песком, щебнем и водой, но также химическими модификаторами и микронаполнителями различного минерального состава и дисперсности.

В настоящее время существует широкий выбор технологических приёмов, позволяющих целенаправленно регулировать структуру и свойства цементных композиций. В строительном материаловедении наиболее распространённой является кристаллизационная теория гидратации минеральных вяжущих веществ, в соответствии с которой выделение новой фазы в твердеющей системе происходит вследствие кристаллизации из пересыщенного раствора продуктов менее растворимых по сравнению с исходными.

В результате смешивания цемента с водой начальным процессом является сорбция поверхностью твёрдых частиц молекул жидкости затворения и гидратированных ионов. При этом параллельно протекают процессы растворения, гидратации на поверхности и в растворе, а также образования зародышей кристаллизации. Однако следует отметить, что в начальный период времени довольно сложно разделить процессы адсорбции, растворения и поверхностной гидратации. Очевидно, что кинетика этих процессов во многом определяется состоянием поверхности твёрдых частиц, степенью пересыщения раствора и другими условиями.

Анализ начальных условий формирования твердеющих структур свидетельствует о том, что гетерогенным цементным системам свойственно реагировать на малейшие изменения условий гидратации. Эти изменения могут достигаться различными способами, в том числе и путём применения химических веществ и наполнителей различной природы. Например, использование тонкодисперсных наполнителей в цементных системах может в значительной степени изменить реологическое состояние системы, а также характер и скорость гидратационных процессов. Адсорбция химических модификаторов, в особенности суперпластификаторов, способствует замедлению процесса гидратации в начальной стадии твердения. Таким образом, вводя в цементную систему химические соединения различной природы, позволяет измененить условий гидратации.

Одним из возможных вариантов применения микронаполнителей в цементных композициях является использование высокодисперсных карбонатных наполнителей в виде шламов, образующихся в огромных количества на предприятиях по производству мраморно-гранитных изделиях. Применение шламов в цементных системах в индивидуальном виде позволяет значительно улучшать технологические свойства и удобоукладываемость растворных и бетонных смесей и повышать прочность цементных систем в среднем на 25–35 %. Однако следует отметить, что многочисленные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что наибольшая эффективность применения карбонатных шламов обеспечивается не в «тощих» смесях, а в составах со средним расходом цемента. Это объясняется тем, что одним из возможных механизмов активирующего действия шламов является эпитаксиальное наращивание гидратных новообразований на частицах тонкодисперсного кальцита как на затравках кристаллизации. Недостаток цементной матрицы в составах с малым расходом вяжущего снижает эффективность кальцита как подложки для формирования эпитаксиальных контактов срастания.

С целью изучения характера влияния комплексных добавок на основе суерпластификаторов и минеральных наполнителей на прочность тяжёлых бетонов была выполнена серия экспериментов с использованием цементов завода «АККОРД». В качестве пластифицирующих добавок были использованы суперпластификаторы типа САС-2. Количество добавок составляло 1,0–1,25 % от массы цемента. В качестве тонкодисперсной фракции применялся карбонатный шлам мраморно-гранитного завода «АККОРД» в количестве 10–20 % от массы цемента. Технологический процесс приготовления равнопластичных бетонных смесей заключался в подготовке водного раствора суперпластификаторов в объёме необходимого количества воды затворения, в который последовательно вводились карбонатный шлам в заданном соотношении. Водная суспензия суперпластификатора и минеральных наполнителей тщательно перемешивалась и порционно вводилась в бетонную смесь. Испытания образцов бетона классов по прочности B20-B35 проводились по истечении 3, 7 и 28 сут. нормального твердения.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что совместное применение минеральных добавок и суперпластификатора позволяет повышать прочность бетона в среднем на 40–50 %. При значительном увеличении доли минеральных добавок (до 40 % от массы цемента) и незначительном снижении водопотребности композиционных смесей (до 10 %) повышение прочности бетонов в период 7–28 сут. на рядовых цементах составляет в отдельных случаях до 70 %. Это позволяет снижать расход вяжущего в составах до 25% и получать высокотехнологичные бетоны требуемой прочности.

Таким образом, применение тонкодисперсных минеральных наполнителей в виде шламов совместно с суперпластификаторами в цементных системах открывает широкие возможности получения композиционных материалов требуемой прочности при рациональном расходе цемента и существенной его экономии.

В отношении высокомарочных бетонов, применяемых в производстве строительных конструкций, следует отметить, что использование тонкомолотых наполнителей, полученных из мраморно-гранитных пород в составах бетона, совместно с суперпластификаторами позволяет, вследствие значительного повышения прочности материала, снижать массивность железобетонных строительных конструкций за счёт экономии бетона. При условии обеспечения необходимой устойчивости строительные конструкции, проектируемые из высокопрочного бетона, будут иметь меньшие поперечные сечения и объём, что позволит не только достичь большого экономического эффекта, но и повысить архитектурную привлекательность зданий и сооружений.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛОСЧАТОЙ СТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Косинов Д.А.¹, Коновалов С.В.¹, Баранникова С.А.², Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Алсараева К.В.¹, Громов В.Е.¹

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

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

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u> ⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

В процессе горячей прокатки и охлаждения металла поверхность горячекатаной полосы вследствие окисления при взаимодействии с окружающей средой покрывается окалиной. Одной из проблем после удаления окалины с поверхности металла является наличие на ней дефектов – полос скольжения, которые влияют на качество нанесения эмали на стальные листы. Это обстоятельство обусловило интерес к исследованиям природы неоднородности механических характеристик, процессов формирования фазового состава и дефектной субструктуры листового проката, что и являлось целью настоящей работы.

Образцы стали марки 08пс для исследований вырезались из горячекатаных полос в состоянии поставки (1) после прокатки с температурой конца прокатки 860–890°С без дефектов и в состоянии (2) с полосчатыми дефектами. По сравнению с состоянием (1) в состоянии (2) наблюдается снижение пределов текучести и прочности на 11% без изменения пластичности.

Металлографический анализ показал, что вид структуры образцов в состоянии (1) и (2) характерен для низкоуглеродистых сталей после горячей прокатки. Матрицей является феррит, содержащий следы перлита. Ферритные зерна имеют резко выраженную полигональную структуру и, беспорядочную ориентировку. Микротвердость стали в полосчатых дефектах $H\mu = 1160\pm 20$ МПа, а в зоне основного металла между дефектами $H\mu = 1050\pm 10$ МПа. Значения микротвердости в области дефектов и в стали между дефектами отличаются значимо.

Показано, что относительное содержание перлита в областях полосчатых дефектов в 2...3 раза выше по отношению к областям стали между дефектами. Это означает, что выплавка стали сопровождается расслоением стали с формированием областей, обогащенных и обедненных углеродом. Охлаждение листа с температуры конца проката сопровождается фазовым превращением с образованием зерен феррита и зерен перлита. При этом зерна перлита располагаются в стали неравномерно, группируясь преимущественно в областях полосчатых дефектов.

В горячекатаной стали марки Ст08пс после удаления окалины выявлено формирование полосчатой структуры. В области полосчатых дефектов значения микротвердости превышают значения микротвердости в основной зоне металла.

Методами дифракционной электронной микроскопии установлено, что области полосчатых дефектов и области между ними обладают различным фазовым (элементным) составом и состоянием дефектной субструктуры. Полосчатые дефекты являются преимущественным местом формирования перлита и расположения концентраторов напряжений.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ

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

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u>

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Целью работы являлся анализ закономерностей изменения фазового состава и дефектной субструктуры, происходящего в условиях усталостного нагружения в рельсовой стали Э76Ф с перлитной и мартенситной структурой.

Методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен сравнительный количественный анализ закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя и слоя на глубине ~10 мкм рельсовой стали со структурой пластинчатого перлита (сформированного термообработкой) и наноразмерного мартенсита (сформированного электронно-пучковой обработкой) при усталостном нагружении.

В слое перлита, прилегающем к лицевой поверхности усталостно разрушенного образца, повысилась степень неоднородности распределения дислокаций, а именно: скалярная плотность дислокаций вблизи пластин цементита стала в 1,5 раза выше, чем в объеме пластин феррита. Усталостные испытания до разрушения привели к многократному снижению ширины изгибных экстинкционных контуров и, следовательно, к соответствующему увеличению внутренних полей напряжений. Наиболее узкие изгибные контуры экстинкции формируются вблизи частиц цементита, то есть наиболее опасными источниками полей напряжений в структуре ферритоперлитной стали, приводящими к зарождению очагов усталостного разрушения, являются межфазовые границы раздела ферритной матрицы и частиц цементита.

Усталостные испытания привели к существенному увеличению в поверхностном слое размерной неоднородности кристаллов пакетного мартенсита. Значимого изменения дислокационной субструктуры и скалярной плотности дислокаций не происходит. Особенностью слоя стали, расположенного на глубине 10-15 мкм, является высокий уровень напряжений и наличие микротрещин, в устье которых отмечается большое количество изгибных экстинкционных контуров. Такое высоконапряженное состояние в анализируемом подповерхностном слое и является, повидимому, основной причиной разрушения стали с мартенситной структурой при усталости.

Составляя эволюцию перлитной и мартенситной структур приповерхностного слоя толщиной ~10 мкм в условиях усталостного нагружения, можно констатировать, что амплитуда внутренних полей напряжений и плотность концентраторов напряжений в зернах перлита выше, однако процесс трещинообразования в мартенсите развивается интенсивнее, что подтверждает известное положение – чем прочнее материал, тем он более склонен к хрупкому разрушению [1].

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (Соглашение №14.В37.21.0071).

1. Либовиц Е. Разрушение. – М.: Металлургия, 1976. - Т.6. – 496 с.

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА МАССОПЕРЕНОСА В РАЗЛИЧНЫХ БИМЕТАЛЛАХ

Сосков А.А.¹, Микрюков В.Р.², Старостенков М.Д.¹, Захаров П.В.³, Фефилова А.А.², Мясникова В.И.²

¹Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия, genphys@mail.ru ²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

³Алтайская государственная академия образования, Бийск, Россия, <u>zakharovpvl@rambler.ru</u>

Активное применение биметаллических соединений в технологических процессах стимулирует интерес к данным материалам. В свою очередь, структура и особенности границ биметаллов на атомном уровне при наличии различных дефектов остаются мало изученными. В работах [1, 2] показано, что наличие междоузельных атомов вблизи границы биметалла Ni–Al приводит к процессу массопереноса.

В данной работе делается попытка выявления особенностей массопереноса от характеристик компонент биметаллического сплава, а так же расстояния между дефектами. В качестве дефектов рассматриваются комплексы вакансий и дислокации несоответствия на границе биметаллов: Ni–Fe, Au–Cu, Pt–Cu, Ni–Al, Pt–Al.

Серия компьютерных экспериментов показала, что внедрение комплекса вакансий приводит к смещению атомов вдоль направления плотной упаковки от границы биметалла к месту внедрения вакансий. При этом среди рассмотренных биметаллических соединений наблюдались существенные различия в данном процессе.

Можно выделить группу биметаллов, в составе Ni–Fe, Au–Cu, Pt–Cu, у которых наблюдался схожий механизм массопереноса при взаимодействии комплекса вакансий и дислокаций несоответствия. Например, для биметалла Ni–Fe происходит переползание дислокации несоответствия вглубь решетки Ni на число межатомных расстояний, равного числу вакансий.

Внедрение различного количества вакансий на разном расстоянии от границы биметаллов показало, что с увеличением их числа увеличивается максимальное расстояние, на котором возможны кооперативные атомные смещения. Для Ni–Fe характерной являются следующая зависимость: три вакансии вызывают кооперативные атомные смещения на расстоянии до десяти межатомных расстояний от границы биметалла, четыре – до 15, пять – до 19, шесть – до 22 Дальнейшее увеличение числа вакансий не приводит к увеличению данного расстояния, а только влияет на время, за которое происходит массоперенос.

На рис.1. приведена зависимость времени кооперативных атомных смещений от типа биметаллического сплава. Время необходимое для процесса массопереноса увеличивается с увеличением отношения эффективных размеров атомов, уменьшение отношения упругих модулей компонент сплава также приводит к увеличению времени массопереноса.

Эксперименты, проведенные с биметаллическим сплавом Ni–Al, показали, что наличие комплекса вакансий в Ni вызывает кооперативные атомные смещения от границы биметалла, при этом происходило перемещение вакансий к границе биметалла, однако движения дислокаций не наблюдается, как в случае Ni–Fe.



Рис.1. Усредненное время атомных смещений по результатам 10 экспериментов при внедрении четырех дислокаций в десятый ряд от границы биметаллов.

Обособленно можно выделить биметаллический сплав Pt–Al, в котором сочетаются эффекты аналогичные эффектам, проявляемым как в Ni–Fe, так и в Ni–Al, при наличии комплексов вакансий вблизи границы биметалла. Установлено, что внедрение числа вакансий, равного номеру атомного ряда от границы биметалла, приводит к кооперативным атомным смещениям, сопровождаемым движением дислокации, как в Ni–Fe, Cu–Pt, Au–Cu. Такой эффект наблюдался вплоть до девятого ряда внедрения от границы. Если внедрялось число вакансий меньшее, чем номер ряда внедрения, то наблюдались кооперативные атомные смещения, приводящие к диссипативному движению дислокации от границы биметалла вплоть до ее выхода на поверхность. Данные атомные смещения имели места не далее седьмого ряда внедрения вакансий.

Методом молекулярной динамики показано, что процесс массопереноса в биметаллических системах зависит от отношения упругих модулей и отношения эффективных размеров атомов компонент сплава. При этом в сплаве Pt–Al существенное влияние на характер кооперативных атомных смещений оказывает число и положение вакансий. В свою очередь, в биметалле Ni–Al массоперенос не сопровождался диссипативным движением дислокации, не зависимо от числа и положения дислокационного комплекса. В Ni–Fe, Au–Cu и Pt–Cu кооперативные атомные смещения всегда сопровождались переползанием дислокации несоответствия.

Список литературы

- 1. Захаров П.В., Старостенков М. Д., Медведев Н.Н., Маркидонов А.В., Обидина О.В. Кооперативное поведение межузельных атомов в поле дислокаций несоответствия на границе биметалла Ni-Al // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. т.9. №4. С. 431-435.
- Старостенков М.Д., Захаров П.В., Медведев Н.Н., Дёмина И.А., Попова Г.В. Исследование зависимости скорости массопереноса от расстояния между межузельным атомом и дислокацией несоответствия на модельной границе биметалла Ni-Al. // Вестник карагандинского университета. Серия Физика. №1(65). 2012. С. 36-40.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КИНЕТИКУ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ

Литвиненко Н.Г., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Алсараева К.В., Громов В.Е.

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

В наших работах [1–3] проведено исследование влияния постоянного магнитного поля на изменение скорости ползучести и микротвердости парамагнитного материала, которым являлся поликристаллический алюминий, в зависимости от индукции магнитного поля. Публикаций по исследованию поликристаллической меди, являющейся диамагнитным материалом, не выявлено. Поэтому целью данной работы являлось исследование влияния постоянного магнитного поля на кинетику процесса ползучести поликристаллической меди и скорость ползучести, определяемую на установившейся стадии процесса.

Получена зависимость влияния магнитного поля на скорость ползучести $\xi(B)$, которую можно условно разбить на 4 области. І область от 0 до 0,1 Тл: воздействие магнитного поля приводит к существенному снижению скорости ползучести. II область от 0,1 до 0,3 Тл характеризуется неизменным значением скорости ползучести, действие магнитного поля не выражено. III область (от 0,3 до 0,4 Тл) подобна области один и также характеризуется нарастанием эффекта влияния магнитного поля, а скорость ползучести снижается. IV область подобна участку 2, однако, в этом случае значение скорости ползучести снижается 44,44 % по сравнению со скорость ползучести без воздействия. Анализ зависимости показывает, что снижение скорости ползучести имеет пороговый характер. Установлено, что магнитное поле приводит к повышению пластичности меди, увеличивая время до разрушения. Его влияние на поликристаллическую медь приводит к магнитоиндуцированной релаксации дислокационной структуры и дальнодействующих полей внутренних напряжений. Установленные эффекты влияния магнитного поля усиливаются также тем, что его действие на медь осуществлялось в процессе ее испытаний на ползучесть. Подобный эффект уменьшения скорости ползучести наблюдался в [3] при испытаниях поликристаллического технически чистого алюминия на ползучесть в присутствии магнитного поля 0,1-0,3Тл. Однако, установленные на образцах из меди результаты по изменению скорости ползучести во всем рассмотренном интервале магнитной индукции отличаются от подобных данных, полученных на алюминиевых образцах.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (Соглашения № 14.B37.21.1166 и 14.B37.21.0391).

- 1. Загуляев Д.В. Коновалов С.В., Громов В.Е. Влияние воздействия слабого магнитного поля на скорость ползучести металлов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009 № 2. С. 35-37.
- 2. Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В. и др. Особенности дислокационной субструктуры алюминия, формирующейся при ползучести в магнитном поле // Деформация и разрушение материалов. – 2011. –№ 5. –С.8–12.
- 3. Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. и др. Изменение микротвердости алюминия разной чистоты в слабых магнитных полях // Цветные металлы. 2012. № 9. С. 85–89.

ЗАВИСИМОСТЬ ДИФФУЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ ОТ ВВЕДЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Микрюков В.Р.¹, Дябденков В.В.¹, Полетаев Г.М.², Старостенков М.Д.², Фефилова А.А.¹

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

²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия, <u>gmpoletaev@mail.ru</u>

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три различно ориентированных зерна или три зернограничных поверхности. Принято считать, что диффузия в области тройных стыков протекает более интенсивно, чем вдоль границ зерен [1, 2].

Работа посвящена исследованию с помощью метода молекулярной динамики влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии вдоль тройных стыков большеугловых границ наклона и границ смешанного типа на примере никеля. Энергия связи, приходящаяся на один точечный дефект, практически не изменяется при введении различного числа дефектов: для обоих типов дефектов она относительно высока, порядка 1–1.2 эВ для вакансии и 4 эВ для междоузельного атома, что



самодиффузии вдоль тройного стыка от числа введенных точечных дефектов

говорит о значительном взаимодействии дефектов с границами зерен и стыком. На рис.1 приведены зависимости коэффициента самодиффузии вдоль трех рассматриваемых тройных стыков при температуре 1500 К от числа введенных точечных дефектов. Заметного влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии вдоль тройного стыка не обнаружено.

Установлено, что интенсивность самодиффузии и энергия связи точечных дефектов с тройным стыком практически не зависят от числа введенных в область стыка дефектов в частно-

сти из-за того, что часть введенных дефектов мигрирует в образующие стык границы зерен и распределяется в них. Рассчитанные значения энергии связи вакансий и междоузельных атомов с тройными стыками показали высокую сорбционную способность стыков и границ зерен по отношению к точечным дефектам, причем для междоузельных атомов она существенно выше по сравнению с вакансиями.

- 1. G. Palumbo, K.T. Aust. Scripta Metallurgica et Materialia. 24, 1771 (1990)
- S.G. Protasova, V.G. Sursaeva, L.S. Shvindlerman. Physics of the Solid State. 45(8), 1471 (2003)

АНАЛИЗ ТРОЙНЫХ ДИАГРАММ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu-Pd

Морозов М.М.¹, Маркова Т.Н.¹, Клопотов А.А.², Потекаев А.И.³, Громов В.Е.¹, Коновалов С.В.¹

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

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, <u>klopotovaa@tsuab.ru</u>

³Сибирский физико-технический институт, г. Томск, Россия, potekaev@spti.tsu.ru

Выполнен анализ строения тройных диаграмм состояния Cu–Pd–Au, Cu–Pd–Ag и Cu–Pd–Pt. Изучение фазовых равновесий и кристаллических структур в системах Cu–Au, Cu–Pd, Cu–Pt, Pd–Pt, Cu–Pd–Au и Cu–Pd–Pt является одним из этапов исследования особенностей образования геометрически плотноупакованных структур на основе ГЦК решетки с одномерными и двумерными длиннопериодическими структурами L1₂(M) и L1₂(MM) и на основе ГЦТ решетки L1₀.

<u>Система Cu–Pd–Pt.</u> Двойные системы Cu–Pd, Cu–Pt и Pd–Pt, ограничивающие тройную систему Cu–Pd–Pt, обладают широким спектром сверхструктур L1₀, L1₁, L1₂, L1₂(M), L1₂(MM), L1₃ и B2, которые образуются в результате совмещенного фазового перехода порядок–беспорядок и структурно–фазовых превращений. Сплавы в системе Cu–Pt при кристаллизации образуют непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1. Начиная с температур порядка 800 °C, в широком интервале концентраций в этой системе образуются упорядоченные структуры со стехиометрическими составами Cu₃Pt, CuPt, CuPt₃ и CuPt₇. В системе Pd–Pt при кристаллизации образуются непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1. В твердом состоянии никаких упорядоченных структур не обнаружено. В тройной системе Cu–Pd–Pt обнаружена широкая область тройного соединения переменного состава на основе стехиометрических сплавов Cu₃ (Pt,Pd) с L1₂ сверхструктурой. С учетом существования длиннопериодических структур атомы третьего элемента начинают преимущественно располагаться на антифазных границах.

<u>Система Cu-Pd-Au.</u> В сплавах системы Au-Cu ниже температуры солидуса образуется непрерывный ряд твердых растворов. В тройной системе Cu-Pd-Au упорядоченные фазы обладают широкими областями гомогенности, в основном, в области квазибинарного разреза AuCu-CuPd. В тройной системе Cu-Pd-Ag упорядоченные фазы занимают ограниченные области. Область твердого раствора, в основном, расположена в палладиевом углу изотермического треугольника. Значительная часть на тройной диаграмме Cu-Pd-Ag приходится на эвтектическую смесь. Наблюдается разделение двух типов диффузионных фазовых превращений, которые приводят либо к упорядочению, либо к расслоению. В этой тройной системе наблюдается разделение двух типов диффузионных фазовых превращений. В тройных системах Cu-Pd-Pt и Cu-Pd-Au фазовых переходов упорядочение-расслоение не наблюдается.

Таким образом, в температурных областях ниже 800 0 C в тройных системах Cu–Pd–Me (Me=Au, Pd, Pt) в результате увеличения межатомных взаимодействий между разноименными атомами компонентов в тройных металлических сплавах происходят структурно–фазовые переходы, которые приводят к образованию упорядоченных сверхструктур. В тройной системе Cu–Pd–Ag в результате увеличения межатомных взаимодействий между одноименными атомами компонентов в тройных компонентов в тройных сверхструктур. В тройной системе Cu–Pd–Ag в результате увеличения межатомных взаимодействий между одноименными атомами компонентов в тройных металлических сплавах происходит расслоение.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 20Х23H18, ПОДВЕРГНУТОЙ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО–ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Сизов В.В.¹, Воробьев С.В.¹, Коновалов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Мясникова В.И.¹, Алсараева К.В.¹, Громов В.Е.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u>

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Для повышения усталостной долговечности металлов и сплавов в последнее время активно используются различные методы поверхностной обработки, в том числе и облучение импульсными электронными пучками. О перспективности такого вида воздействия свидетельствует кратное увеличение усталостной долговечности сталей 08X18H10T и 20X13, выявленное в работах [1, 2].

Целью настоящей работы является исследование структуры и фазового состава, выявление механизма разрушения стали аустенитного класса 20Х23Н18, подвергнутой облучению высокоинтенсивным электронным пучком и последующему испытанию в условиях многоциклового нагружения.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии изучали фольги, включающие саму поверхность облучения и расположенные на расстоянии ~10 мкм и ~80 мкм от поверхности стороны образца, расположенной противоположно концентратору напряжений и подвергнутой обработке электронным пучком. Глубина ~10 мкм соответствовала границе раздела расплав/твердое тело, а ~80 мкм – зоне термического влияния, сформировавшейся при электронно–пучковой обработке.

Показано, что усталостное нагружение стали 20Х23H18, предварительно обработанной электронным пучком, приводит к фрагментации структуры и формированию областей с критической субструктурой, не способной к дальнейшей эволюции, т.е. исчерпавшей ресурс пластичности (усталостной долговечности) материала. Области материала с критической структурой формируются в зоне взаимодействия микродвойников деформации и являются местами зарождения микротрещин. Выявленные изменения структуры и фазового состава являются результатом знакопеременной деформации при усталостных испытаниях стали, подготовленные ее электронно–пучковой обработкой. Вероятной причиной усталостного разрушения стали 20Х23H18, подвергнутой предварительной обработке электронным пучком, является множественное микродвойникование, обусловленное, очевидно, низкой энергией дефекта упаковки материала.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно–педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.» (Соглашение №14.В37.21.0071) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

- 1. Иванов Ю.Ф., Горбунов С.В., Воробьев С.В. и др. Структура поверхностного слоя, формирующегося в стали 08Х18Н10Т, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, в условиях многоцикловой усталости // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т.14, №1. – С. 75–82.
- 2. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Воробьев С.В. и др. Структурно–фазовое состояние поверхностного слоя, формирующееся стали 20Х13 в результате облучения высокоинтенсивным электронным пучком // Физическая мезомеханика. 2011. Т.14, №6. С. 111–116.

КИНЕМАТИЧЕСКИЕ СООТНОШЕНИЯ ПЛОСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗДУВАЕМОГО ИЗНУТРИ ТОЛСТОСТЕННОГО ПОРИСТОГО ЦИЛИНДРА

Назаров В. В.

Научно–исследовательский институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия inmec130@mail.ru

Рассматривается кинематика плоского деформирования (осевое перемещение $u_z = 0$) несжимаемого и пористого толстостенных металлических цилиндров, при этом в деформируемом состоянии граничные радиусы *a*, *b* и радиальные перемещения u_a , u_b ($u_a > u_b > 0$) считаются известными и измеренными в эксперименте (рис.1). Как правило, при построении моделей ползучести, материал принимается несжимаемым и объем деформируемого твердого тела остается прежним. В данной работе учитывается нарушение сплошности материала, приводящее к увеличению объема деформируемого твердого тела. Уравнение ползучести не конкретизируется, напряжения σ_{θ} , σ_z , σ_r не рассматриваются, и ставится задача определить зависимости радиальных перемещений $u_r(r, u_a, u_b)$ в несжимаемом и пористом толстостенных цилиндрах (r — произвольный радиус в пределах $a \le r \le b$, θ — окружное направление в поперечном сечении, z — ось симметрии цилиндра).

В качестве меры сжимаемости толстостенного цилиндра рассматривается относительное изменение объема деформируемого твердого тела

$$\Omega(u_a, u_b) = \frac{S - S_0}{S_0}, \ \Omega(0, 0) = 0,$$

где *S*₀ и *S* – площади поперечного сечения в недеформированном и деформированном состояниях.

В несжимаемом толстостенном цилиндре $\Omega = 0$ и радиальное перемещение

$$u_r(r, u_b) = \sqrt{r^2 + u_b^2 + 2bu_b} - r$$
.

В пористом цилиндре $\Omega > 0$ и радиальное перемещение оказывается составной функцией

$$u_{r\omega}(u_r,\rho) = u_r + \rho,$$

где u_r – радиальное перемещение в несжимаемом цилиндре, ρ – разница перемещений в пористом сжимаемом материале и сплошном несжимаемом материале.

Относительный объем пор (пористость материала)

$$\omega = \frac{S_{\omega}^{\text{ring}} - S_{0}^{\text{ring}}}{S_{0}^{\text{ring}}} = \left[\frac{u_{r}}{r} + \frac{\partial u_{r}}{\partial r} + \frac{u_{r}}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial r}\right] + \left[\frac{\rho}{r} + \frac{\partial \rho}{\partial r} + \frac{\rho}{r}\frac{\partial \rho}{\partial r} + \frac{u_{r}}{r}\frac{\partial \rho}{\partial r} + \frac{\rho}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial r}\right],$$

где S_0^{ring} и S_{ω}^{ring} – площади элементарного кольца в недеформированном и деформированном состояниях. Обратим внимание, что слагаемые в первой скобке (первая скобка выражает условие несжимаемости и обращается в нуль) описывают плоское деформированное состояние несжимаемого цилиндра, слагаемые во второй скобке – пористого сжимаемого цилиндра. Из линеаризации второй скобки при $u_r << r$ и $\rho << r$ следует

$$\omega(r,\rho) = \frac{\partial \rho}{\partial r}.$$

В качестве меры деформирования толстостенного цилиндра рассматривается относительное изменение толщины

$$\varepsilon^{\text{int}}(u_a, u_b) = \frac{u_b - u_a}{b - a + u_a - u_b}, \ \varepsilon^{\text{int}}(0, 0) = 0.$$

Ключевым моментом служит предположение, что дифференциальные характеристики деформирования $\varepsilon_{r\omega}$ и изменения объема ω подобны своим интегральным значениям ε^{int} и Ω

$$\frac{\varepsilon_{r\omega}}{\omega} = \frac{\varepsilon^{\rm int}}{\Omega},$$

где в пористом цилиндре радиальная и окружная деформации Коши

$$\varepsilon_{r\omega} = \frac{\partial u_{r\omega}}{\partial r}, \ \varepsilon_{\theta\omega} = \frac{u_{r\omega}}{r}.$$

Таким образом, кинематика плоского деформирования толстостенного пористого цилиндра определяется радиальным перемещением

$$u_{r\omega}(u_r,\varepsilon^{int},\Omega) = u_r \cdot \left[1 + \frac{\Omega}{\varepsilon^{int} - \Omega}\right], \ u_{r\omega}(u_r,\varepsilon^{int},0) = u_r,$$

в котором относительное объемное содержание пор определяется выражением

$$\omega(r, u_r, \varepsilon^{\text{int}}, \Omega) = \frac{\Omega}{\varepsilon^{\text{int}} - \Omega} \cdot \left\lfloor \frac{r}{r + u_r} - 1 \right\rfloor$$

В недеформированном состоянии $(u_a = u_b = 0)$ поры в материале отсутствуют $(\omega = 0)$. При деформировании $(u_a > u_b > 0)$ материал подвергается разрыхлению $(\omega > 0)$. Кинематические зависимости $\omega(r)$ и $\varepsilon_{\theta\omega}(r)$ достигают на внутреннем граничном радиусе экстремальных значений $\omega|_{r=a} = \max(\omega(r))$ (рис.2) и $\varepsilon_{\theta\omega}|_{r=a} = \max(\varepsilon_{\theta\omega}(r))$.





Рис. 1. Размеры толстостенного цилиндра в недеформированном (слева) и деформированном (справа) состояниях.

Рис. 2. Зависимость пористости ω от безразмерного радиуса r/b. Принимается $\Omega = 5\%$, $[b-u_b]/[a-u_a] = 1,5$, $[b-u_b]/u_b = 10$.

Измерение объемного содержания пор в деформированных металлических материалах проводится различными физическими методами неразрушающего (электрического сопротивления и теплоемкости) и разрушающего (металлографического шлифа) контроля. Перечисленные способы неразрушающего контроля позволяют измерить в эксперименте интегральную величину Ω . Из указанного метода разрушающего контроля можно получить эмпирическую дифференциальную зависимость $\omega(r, u_r, \varepsilon^{\text{int}}, \Omega)$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 11–08–00007–а.

МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СПЛОШНЫХ ЦИЛИНДРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Назаров В. В.

Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия, inmec130@mail.ru

Предложена модель ползучести при одноосном растяжении цилиндрических образцов, изготовленных из титановых сплавов и насыщенных до различных концентраций водородом. Процесс ползучести при постоянстве во времени растягивающей силы рассматривается состоящим из двух последовательных стадий — равномерного удлинения и стадии образования шейки. На последней стадии, определяемой по резкому увеличению скорости деформации растяжения, учитывается порообразование. В предположении степенной зависимости скорости деформации растяжения от растягивающего напряжения получены механические соотношения для разрушающего растягивающего напряжения. Результаты расчетов соотношений предложенной модели сопоставлены с экспериментальными данными, полученными в испытаниях титанового сплава BT5.

В качестве объектов исследования были выбраны α–и (α+β)– титановые сплавы ВТ5 [1] и ВТ6 [2], экспериментальные данные ползучести и длительной прочности которых были получены на предварительно наводороженных сплошных цилиндрических образцах 5/25 мм в условиях одинаковой температуры 600°С и широкого диапазона номинального растягивающего напряжения. При анализе полученных экспериментальных кривых вытяжки установлено, что легирование водородом до концентраций 0.05 и 0.10 % масс. α– и (α+β)– титановых сплавов со структурой глобулярного типа в условиях постоянства температуры и растягивающей силы приводит к понижению скорости установившегося участка деформации растяжения и увеличению времени до момента разрыва. Экспериментальные данные, полученные в одинаковых условиях испытаний, свидетельствуют, что концентрация водорода сильнее влияет на характеристики ползучести и длительную прочность α-, чем (α+β)- титанового сплава. Увеличение концентрации водорода до 0.10 % масс. изменило фазовый состав титанового сплава ВТ5, что привело к образованию высокотемпературной β– фазы, оказавшей влияние на характер экспериментальных кривых вытяжки, также уменьшению пористости в три раза на расстоянии 2 мм от места излома образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 11–08–00007–а.

- 1. Назаров В.В. Влияние водорода на ползучесть и разрушение титановых сплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. Т.78. №12. 2012. С.59–65.
- 2. Локощенко А.М., Ильин А.А., Мамонов А.М., Назаров В.В. Экспериментальнотеоретическое исследование влияния водорода на ползучесть и длительную прочность титанового сплава ВТ6 // РАН. Металлы. 2008. №2. С.60–66.

ТЕПЛОВАЯ ДЕГРАДАЦИЯ СИСТЕМ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ

Корячко М.В., Скворцов А.А.

ФГБОУ ВПО Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ), г. Москва, okmr@mami.ru

Известно, что электродеградационные процессы, протекающие в изолированных проводниках, слоях металлизации и контактах металл–полупроводник, приводят к необратимому отказу полупроводниковых структур [1–4]. Постоянное стремление к минимизации топологического размера элементов приводит к повышенным «тепловым нагрузкам» проводящих систем, активизации процессов электропереноса, способствующим ускоренной их деградации, возникновению механических разрушений. Подобные изменения происходят как при стационарном протекании электрического тока, так и при воздействии токовых импульсов. Более того, повышенные плотности тока в импульсных режимах работы способствуют активному дефектообразованию из-за сильных температурных градиентов, возникающих на межфазных границах и в приконтактных областях.

Несмотря на это, особенности деградационных процессов в условиях нестационарного нагрева проводящих систем рассмотрены явно недостаточно: детально не рассмотрены процессы нагрева проводников, фольг и тонкопленочных систем в условиях импульсного токового воздействия; отсутствует анализ термоупругих напряжений при наличии локальных тепловых источников на поверхности полупроводника; практически не изучены и критические плотности тока, приводящие к генерации линейных и точечных дефектов вблизи источников термоудара. Рассмотрению подобных вопросов и посвящена настоящая работа.

Импульсный токовый нагрев и тепловая деградация слоев металлизации на кремнии

Экспериментальное исследование тепловых режимов осуществлялась на системе Si–Al. В качестве полупроводниковой матрицы использовались кремниевые пластины n-типа (толщиной 450 µm и удельным сопротивлением 10 Ω cm) с напыленным алюминиевым слоем толщиной $h_1 = 5$ µm. Для регистрации температурных изменений в приповерхностных слоях полупроводника на поверхности кремния формировалась тестовая структура [4–6] в виде дорожки алюминиевой металлизации. Через нее пропускались прямоугольные импульсы с осциллографической регистрацией U(t).

Монотонное изменение потенциала, хорошо согласующееся с экспериментом (рис.1), резко меняется (возрастает) с началом развития деградационных процессов. Следовательно, осциллограммы U(t) позволяют диагностировать не только благоприятные температурные режимы работы контакта, но и все этапы развития деградационных процессов, четко фиксируемых по характеру отклонения осциллограмм U(t) от монотонной зависимости (точки на рис.1).

Таким образом, в работе проведено исследование деградационных процессов в контактной системе металл-полупроводник и дефектообразования в приконтактных областях полупроводника. Показано, что активная пластификация поверхностных слоев кремния вблизи источника термоудара может начинаться при прохождении одиночного токового импульса длительностью $\tau_{\rm I} \ge 100$ мкс и амплитудой $j_{\rm i} \ge 8.5 \cdot 10^{10}$ А/м². Экспериментально проанализированы режимы генерации структурных
дефектов, обнаружен пороговый характер этого процесса: наиболее активное дефектообразование соответствует достижению температуры пластического течения кремния и протеканию необратимых деградационных процессов в контактной системе Al–Si.



Рис. 1. Вид осциллограмм включения, сопровождающих деградационные процессы в системе Al-Si, при прохождении через структуру одиночного токового импульса амплитудой: $1 - j = 8.8 \, 10^{10} \text{ A/m}^2$; $2 - 8.6 \, 10^{10}$; $3 - 8.2 \, 10^{10}$; $4 - 6.7 \, 10^{10}$; $5 - 6.6 \, 10^{10}$; $6 - 6.1 \, 10^{10}$. На вставке: динамика температуры $\Delta T(t) = T - T_0$ на поверхности кремния при прохождении одиночного токового импульса амплитудой: $1 - j = 8.8 \, 10^{10} \text{ A/m}^2$; $2 - 6.6 \, 10^{10}$.

Полученные результаты позволяют проводить четкую диагностику контактных систем и определять их область безопасной работы.

Список литературы

- 1. C.-K. Hu, J. Ohm, L. M. Gignac, C. M. Breslin, S. Mittal et al. Electromigration in Cu(Al) and Cu(Mn) damascene lines. //Journal of Applied Physics. 111, 093722 (2012).
- 2. T.A. Nguyen, P.-Y. Joubert, S. Lefebvre, G. Chaplier, L. Rousseau Study for the non-contact characterization of metallization ageing of power electronic semiconductor devices using the eddy current technique. //Microelectronics Reliability 51. (2011). 1127–1135.
- J.H. Zhang, Y.C. Chan, M.O. Alam, S. Fu. Contact resistance and adhesion performance of ACF interconnections to aluminum metallization. //Microelectronics Reliability 43 (2003) 1303–1310.из отчёта
- О.А.Герасимчук, К.А. Епифанцев, Т.В.Павлова, П.К.Скоробогатов. Электротепловое поведение элементов кмоп микросхем по технологии "кремний-на-сапфире" //Микроэлектроника. 2011. Т.40.№3. С.230-240.
- 5. Скворцов А.А., Орлов А.М., Зуев С.М. К вопросу диагностики деградационных процессов в системе металл–полупроводник. //Микроэлектроника. 2012. Т.41. №1. С.36-40.
- 6. Исследование диффузии в многослойных тонкопленочных структурах на кремнии методом контактного плавления //Письма в ЖТФ. 2009. Т.35. №13. С.41-48.

ОПТИМИЗАЦИЯ ВРЕМЕНИ ОСАЖДЕНИЯ ТІΝ ПОКРЫТИЙ НА ПОДЛОЖКИ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗУБОПРОТЕЗИРОВАНИЯ

Багрец Д.А., Рубаник В.В.

Государственное научное учреждение "Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси", г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

Широкое использование пленок нитрида титана (TiN) в качестве декоративных покрытий обусловлено схожестью их цвета, блеска, насыщенности и др. со сплавами на основе золота. В связи с этим, актуальной является задача управления цветовыми характеристиками TiN покрытий для достижения цветности конкретной пробы золота, в частности, применяемого в стоматологии сплава ЗлСрМ 900-40. Основными факторами, влияющими на цветовой оттенок TiN покрытий, являются давление реакционного газа (азота) в процессе осаждения [1] и толщина формируемого покрытия [2]. Кроме того, одним из способов расширения цветовой гаммы осажденных TiN покрытий является проведение термообработки в интервале температур, исключающем окисление поверхности изделия с покрытием [3].

В работе исследовались пленки TiN, полученные вакуумно-дуговым осаждением на подложки из нержавеющей стали X18H10T с помощью установки "Булат-6". Осаждение покрытий проводили при потенциале смещения 100 В, токе дуги 110 А, давлении азота 0,3 Па. Время напыления составляло 15, 30 и 45 мин, в результате чего получали пленки толщиной 0,78, 1,35 и 2,07 мкм, соответственно. Образец с покрытием, осажденным в течение 30 мин, дополнительно подвергали отжигу на воздухе при температуре 150 °C в течение 45 мин.

Проведённые рентгеноструктурные исследования показали, что плёнки представляют собой δ-фазу нитрида титана с ГЦК-решёткой. С ростом толщины пленки происходит упорядочение кристаллической структуры нитрида титана в направлении роста (200), сопровождающееся повышением твердости TiN покрытия более чем в 4 раза при увеличении времени осаждения с 15 до 45 мин.

Диапазон длин волн, соответствующих цветовому тону исследуемых образцов лежит в пределах $577 \div 580$ нм и принадлежит желтому участку спектра (рис. 1*a*). Для золотого сплава ЗлСрМ 900-40 цветность составляет 583 нм (желтовато-оранжевый) [3]. С ростом толщины TiN пленки отмечено увеличение насыщенности (чистоты) цвета *p*. Так, для покрытия, осажденного в течение 15 мин, насыщенность составила 31,2 %, а для покрытий, осажденных в течение 30 и 45 мин, значение *p* равнялось 36 и 35,6 % соответственно (для золота 48%).

В равноконтрастной системе CIELab, в которой качественная оценка цвета выражается координатами цветности *a* (красная окраска при положительном значении, зеленая – при отрицательном) и *b* (желтая окраска при положительном значении, голубая – при отрицательном) (рис. 16), для сравнительной оценки цветности двух образцов использовали формулу (1), выражающую цветовое различие по тону ΔT :

$$\Delta T = \sqrt{\left(\Delta E\right)^2 - \left(\Delta L\right)^2 - \left(\Delta P\right)^2} , \qquad (1)$$

где ΔL – цветовое различие по светлоте, ΔP – цветовое различие по насыщенности, ΔE – разнооттеночность, определяемая по формуле:

$$\Delta E = \sqrt{\left(L_1 - L_2\right)^2 + \left(a_1 - a_2\right)^2 + \left(b_1 - b_2\right)^2},$$
(2)

где L_1 и L_2 – яркость сравниваемых образцов.



Рис. 1. Цветовой график для образцов с TiN покрытиями и образца сравнения (Au) при выбранном источнике света D65 (*a*) и его интерпретация в системе координат *Lab* (*б*)

Из рассчитанных по формулам (1), (2) характеристик (табл. 1), видно, что наименьшее различие по тону ΔT наблюдается у образца с TiN покрытием толщиной 1,35 мкм.

Таблица	 Цветовое раз. 	личие образцов с	: TiN покрытиям	и различной	толщины и	образца из
золотого с	сплава					

Характеристики образцов	Образцы с TiN покрытиями, осажденными в течение, мин				
с покрытиями	15	30	30+термообр.	45	
Толщина пленки, мкм	0,78	1,35	1,35	2,07	
Разнооттеночность, ΔE	17,6	16,3	10,2	10,2	
Цветовое различие по тону, ΔT	5,1	1,6	2,0	5,4	

Таким образом, оптимизация времени осаждения (толщины) TiN покрытий позволила получить поверхностный слой с микротвердостью $3,2\div13,4$ ГПа, удовлетворяющей требованиям для изделий медицинского назначения. Осажденные в течение 30 мин покрытия имели минимальное цветовое различие между нитридом титана и сплавом 3лСрМ 900-40. Дополнительная термообработка существенным образом не повлияла на величину ΔT , однако позволила расширить цветовую гамму покрытия за счет усиления красного участка спектра.

Список литературы

- 1. Матлахов В.П. Зависимость свойств ТіN покрытий от давления азота // Вест. Брянск. гос. техн. унив. 2006. №2 (10), С. 93-96.
- 2. Барбашина Ю.А., Соколова М.Л. Палитра цветов вакуумно-плазменных декоративных покрытий на основе титана, применяемых для художественных изделий, изготовленных из томпака и нейзильбера // Журн. научн. публ. асп. и докт. Курск, 2008, № 6, С. 84-90.
- 3. Клубович В.В., Рубаник В.В., Багрец Д.А. Декоративные свойства ТiN покрытий после отжига на воздухе // Вести НАН Беларуси, серия физико-технических наук. 2012, № 4, С. 5-8.

ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДНОСЕРЕБРЯНОЙ ПРОВОЛОКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Новиков В.Ю., Рубаник В.В.

УО «Витебский государственный технологический университет», Витебск, Беларусь, novikowu@gmail.com

В работе рассматривается технология получения биметаллической проволоки диаметром 0,35 мм, применяемой для изготовления внутриматочных спиралей (ВМС). Проволока представляет собой осесимметричное слоистое изделие, состоящее из серебряного (Ag) сердечника, выполняющего роль каркаса, на котором закреплена медная (Cu) оболочка.

Цель работы разработка технологии изготовления биметаллической проволоки с сердечником из Ag с улучшенными физико-механическими свойствами для производства BMC.

Технология предусматривает предварительное изготовление Ag проволоки диаметром, необходимым для обеспечения заданного соотношения между диаметром биметаллической проволоки и диаметром сердечника из Ag. Для изготовления проволоки использовали Ag в виде гранул высокой степени чистоты 99,99%. Мерную дозу Ag весом 98,0 г расплавляли в муфельной печи при температуре 965 °C, заливали в стальную изложницу и получали отливку диаметром 10,0 мм. Далее отливку Ag прокатывали на вальцах до диаметра 3,0 мм и деформировали волочением до диаметра 0,44 мм с единичными обжатиями 15 – 20%. Полученную Ag проволоку отжигали в проходной печи при температуре 600 °C, охлаждали и обезжиривали.

В качестве оболочки биметаллической заготовки использовали медную трубку размером 3,0×1,6 мм с содержанием Си не менее 99,97%. Си заготовку длиной 2200 мм отжигали в проходной печи при температуре 650 °C, охлаждали в 10% растворе соляной кислоты, промывали водой и сушили.

Сборку биметаллической заготовки производили следующим способом: Ag сердечник длиной 5000 мм вставляли в Cu оболочку и конец биметаллической заготовки обжимали на острильном устройстве.

Волочение биметаллической заготовки проводили с единичными обжатиями 10...15% до полного соприкосновения внутренней поверхности Си оболочки с Ад сердечником, диаметр полученной биметаллической проволоки при этом составлял 1,5 мм. Далее биметаллическую проволоку волочили с единичными обжатиями 15...20% до конечного диаметра 0,35±0,01 мм. После волочения с суммарными обжатиями порядка 92% производили промежуточный отжиг в проходной печи при температуре 650 °C. Волочение с диаметра 0,44 мм до конечного размера осуществляли через проходную печь с температурой 650 °C. Полученную биметаллическую проволоку промывали в ультразвуковой ванне раствором «Экомет-М06».

Наиболее характерным видом брака в процессе производства биметаллической проволоки является обрыв сердечника внутри медной трубки, что обусловлено различием пластических свойств Си и Ад. Использование ультразвуковых колебаний (УЗК) в процессе волочения металлов является эффективным способом для снижения сил трения [1] и позволяет уменьшить напряжение деформирования, увеличить единичные обжатия за проход и ускорить процесс диффузии металлов [2].

Источником УЗК служил магнитострикционный преобразователь ПМС 15А-18, питаемый от генератора УЗГ 2-4М. Был произведен расчет численно-аналитическим методом трех распространенных видов исполнения ультразвуковых колебательных систем (УЗКС) [3].

Результаты синтеза сопоставили с результатами анализа в ANSYS. По полученным резонансным характеристикам УЗКС в ANSYS и измеренным резонансным частотам изготовленных УЗКС был выбран волновод с резьбовым креплением волоки в пучности смещений продольных колебаний. Расчетное значение резонансной частоты которого составляло 17,34 кГц, значение коэффициента усиления k = 1,975. Резонансная частота изготовленной УЗКС – 17,84 кГц. Отклонение от заданной частоты составило 0,9%. Амплитуда смещений на торце УЗКС составляло 12 мкм.

Изготовленную УЗКС использовали при волочении Ад сердечника с диаметра 3,0 мм до 0,44 мм, а также при деформировании биметаллической заготовки и биметаллической проволоки. Полученную волочением в обычных условиях и с вводом УЗК в очаг деформации биметаллическую проволоку подвергали отжигу при температурах в диапазоне 600...700 °C. По полученным зависимостям констатировали следующее. Отжиг заготовки биметаллической проволоки, полученной волочением в обычных условиях оптимально проводить при температуре 640 °C при этом ее удлинение равно 41%. При ультразвуковом волочении температуру можно снизить до 620 °C, при этом удлинение проволоки составляет 47,5%. Также можно отметить, что предел прочности и предел текучести у проволоки полученной ультразвуковым волочением составляет $\sigma_{\rm B} = 230$ МПа, $\sigma_{\rm T} = 80$ МПа и меньше чем у проволоки деформированной в обычных условиях $\sigma_{\rm B} = 260$ МПа, $\sigma_{\rm T} = 100$ МПа. Из распределения концентрации химических элементов вблизи границы раздела биметаллической проволоки выявили, что диффузионный слой составляет порядка 1,5...2 мкм, что соответствует требованиям технического задания медицинского предприятия «Симург».

Применение ультразвуковых колебаний позволило увеличить единичные обжатия за проход до 20...25%, снизить усилие волочение на 20...30 МПа, и уменьшить температуру отжига до 620 °C.

Заключение

Разработана и внедрена в производство технология получения биметаллической медносеребряной проволоки с применением ультразвуковых колебаний, которая используется для изготовления ВМС на ЗАО «Медицинское предприятие «Симург». Применение УЗК позволило снизить энергозатраты, получить диффузионный слой 1,5...2 мкм на границе оболочка-сердечник. Предел текучести проволоки составляет $\sigma_{\rm T} = 65$ МПа, относительное удлинение 54%.

Список литературы

- 1. Клубович, В.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей / В.В. Клубович, В.В. Рубаник, Ю.В. Царенко. Минск: Белорусская наука, 2012.
- Кулемин, А.В. Ультразвук и диффузия в металлах / А.В. Кулемин. Москва: Металлургия, 1978. 200 с.
- Теумин, И.И. Ультразвуковые колебательные системы / И.И. Теумин Москва: Машгиз, 1959. 331 с.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ НАНОКАТАЛИЗАТОРЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ ВОЗДУХА И ГАЗОВЫХ ПРИМЕСЕЙ И УСТАНОВКА ДЛЯ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ

Порецкова А.С., Викарчук А.А.

Тольяттинский государственный университет, г.Тольятти, Россия <u>fti@tltsu.ru</u>

Чтобы решить проблему создания отечественных каталитических систем предлагается для очистки газов от вредных примесей использовать принципиально новые нанокатализаторы на основе пентагональных частиц из неблагородных металлов, имеющие развитую поверхность и обладающие высокой каталитической активностью. Использование таких катализаторов обеспечивает эффективность, избирательность очистки газовых выбросов и экономию.

Использование предлагаемых принципиально новых нанокатализаторов в установке очистки, обеспечивают ей новизну, инновационность и преимущества перед существующими каталитическими системами очистки газов от токсических примесей, позволяют создать экологически безвредные, энергосберегающие системы воздухообеспечения для предприятий всех видов деятельности.

Разрабатываемую инновационную продукцию в виде нанокатализаторов на основе металлических пентагональных частиц (рис. 1) нанесенных на сетки, предполагается использовать: в каталитических реакторах для обезвреживания промышленных газовых выбросов, где вес загрузки катализатора варьируется от 2-4 тонн; в адсорбционно-каталитических фильтрах очистки газов от различных токсических примесей, где вес загрузки достигает десятков килограмм и малогабаритных вентиляционно-каталитических системах очистки воздуха, где вес катализатора не превышает нескольких килограмм. В любом случае использование предлагаемых нанокатализаторов на основе цветных металлов (в основном никеля, меди и их оксидов), имеющих развитую поверхность до 200 м²/гр и закрепленных на стальных сетках, увеличивают эффективность процесса и уменьшает объем загрузки катализатора, при сохранении той же производительности реактора, в 3–5 раз.



Рис. 1. Инновационная продукция в виде нанокатализаторов и сорбирующих металлических материалов и ее характеристики (размер икосаэдрических частиц 5–15мкм, носитель – металлическая сетка с ячейками 40–100мкм, удельная поверхность нанокатализатора 100–200 м²/г, диаметр нановискеров 25–100нм, размер нанопор 40–200 нм, концентрация нановискеров 10¹⁰ед/м²).

Данный проект в первую очередь направлен на замену ныне востребованных широко распространенных на производствах различного профиля малогабаритных адсорбционно-каталитических фильтров очистки газов и воздуха от токсичных примесей производительностью очистки 2000 м³/час, в которых используется 30–40 кг импортных катализаторов, их стоимость составляет 100 000 рублей..

Основной заказчик на нанокатализаторы – это ООО ВПО «ВолгаВент», который является разработчиком и реализатором каталитических систем очистки воздуха и газовых выбросов от токсических примесей.

В первую очередь, мы предполагает освоить рынок г. Тольятти. Это порядка 120 промышленных систем очистки воздуха, где предполагается использовать наши катализаторы.

В среднем, одна система очистки, работающая сейчас на катализатораханалогах производительностью 10000 м³/ч, стоит 2,5 млн. рублей. Объем их реализации по Тольятти может составить 320 млн. рублей.

Потребности предприятий Самарской области порядка 400 систем. По Поволжскому региону эта цифра приближается к 1500 системам, что в денежном выражении порядка 3,5 млрд. рублей.

Региональная потребность в малогабаритных адсорбционно-каталитических фильтрах производительностью 200 м³/ч больше на порядок, чем потребность в промышленных установках, т.е. их требуется порядка 15 тыс. штук.

Для изготовления такого количества систем очистки сегодня потребовалось бы порядка тысячи тонн катализаторов зарубежного производства. Если же использовать разрабатываемые катализаторы, то на эти же цели их потребуется на порядок меньше, т.е. теоретически потребность в регионе в нанокатализаторах составляет 100 тонн.

Если взять разрабатываемый нами катализатор НЭ-03, то его стоимость не превышает 330 долларов за 1 кг, в то время, как аналог – катализатор фирмы «Haldor Topsoe» (Дания) ЭКтПН стоит 1020\$. При этом при одном и том же качестве очистки от органических составляющих (98,9%), количество нашего НЭ-03 катализатора на один фильтр нужно будет в 4 раза меньше чем ЭКтПН, т.е. будет экономия на стоимости катализатора и на его количестве.

Расчеты показывают, что себестоимость разрабатываемых катализаторов на основе неблагородных металлов, нанесенных на сетчатый носитель, не превысит 5 тыс. руб/кг, что составляет 50% от стоимости продукции.

При выпуске 10 тонн нанокатализаторов в год, что планируется через 3 года, прибыль составит 50 млн. руб.

Данная работа направлена на создание из медных и никелевых пентагональных микро и нанообъектов принципиально новых катализаторов, у которых перечисленных выше недостатков практически нет, удельная поверхность которых достигает значений 100–200 м²/г, причем нанокатализаторы хорошо закреплены на сетчатом носителе, чтобы не уносились потоками технологических жидкостей или газов, они могут легко и многократно регенерироваться. Особая сетчатая структура носителя, развитая поверхность частиц на нем обеспечивает хорошие условия для массотеплообмена и более эффективное использование поверхности катализатора при проведении химических реакций. Промышленных катализаторов такого типа в мире пока не существует и это проблема, лимитирующая создание эффективных систем очистки газов и воздуха от токсических примесей.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ

Абрамова А.Н., Викарчук А.А.

Тольяттинский государственный университет, г.Тольятти, Россия ang-aan@yandex.ru, fti@tltsu.ru

В последние десятилетия большинство ученых во всем мире считает, что будущее всех областей человеческой деятельности в той или иной степени будет связано с наноматериалами. Причем последствия подобной нанореволюции будут обширнее и глубже, чем компьютерной революции последней трети XX века [1].

В Тольяттинском государственном университете продолжительное время занимаются получением различных нанообъектов, изучением их свойств при различных способах воздействия на них.

Из всего многообразия пентагональных кристаллов особое внимание уделяется икосаэдрическим малым частицам (ИМЧ), обладающим 6 осями симметрии 5-го порядка, 12-ю вершинами, специфической огранкой в виде 20-ти граней из атомных плоскостей типа {111}. Кроме того, икосаэдрические малые частицы имеют необычную структуру, содержащую частичные дисклинации и обрывающиеся на них двойниковые границы [2–3]. Но главной и важной особенностью этих частиц является большая запасенная в них внутренняя энергия, которая сильно зависит от размеров частиц [4].

Известно, что релаксации напряжений способствует образование полостей, пор и нановискеров. Для этого применяется термическая обработка, в результате которой происходит изменение структуры и морфологии частиц.

Для подбора оптимальных режимов термообработки использовалась дифференциально-сканирующая калориметрия (ДСК). Анализ кривых ДСК показал, что для свежеосажденного слоя икосаэдрических частиц меди, осажденных на сетку из нержавеющей стали при нагревании со скоростью 10 °С/мин в интервале температур от 25 °С до 450 °С можно выделить один пик поглощения и 3 пика выделения тепла, обсуловленные релаксацией внутренних напряжений в ИМЧ (таблица 1). При скорости нагрева 10 °С/мин кристаллы меди не теряют огранку и остаются желтого цвета.

Идентифицировать все пики кривой в настоящий момент не удалось, но работы в этом направлении ведутся.

Экспериментально установлено, что при нагреве в вакууме вплоть до температур 500 °C (в зависимости от размеров частиц) сохраняется четкая огранчка ИМЧ. С повышением температуры до (500...600) °C ИМЧ теряют свою огранку и приобретают сфероидальную форму, на их поверхности образуются нанопоры, внутри – полости.

При отжиге икосаэдрических малых частиц в воздушной атмосфере на их поверхности при температурах 300 °С и выше наблюдалось образование вискеров.

Вискеры начинали расти особенно интенсивно на икосаэдрических малых частицах, полученных электроосаждением меди, при температурах 400 °C и времени выдержки 3 – 4 часа. В этом случае в процессе нагрева частица теряет свою огранку, и на ее поверхности появляются цилиндрические вискеры до 1 - 2 мкм в длину, а также многочисленные выступы и ступеньки. Через некоторое время при выдержке ИМЧ при этой температуре количество вискеров увеличивается до 10^9 см⁻², а их длина до 6 – 7 мкм, в третий период (при выдержке около 3 часов) вискеры достигали максимальной длины 10 - 15 мкм. При более высоких температурах (600 °C и выше) зарождение и рост вискеров прекращается, возможно, они расплавляются.

Вискеры, имеющие цилиндрическую форму, вероятно, растут на нанопорах, а вискеры, имеющие пентагональную форму, возможно, растут на выходе дисклинаций из ИМЧ. Энергия дисклинации при таких диаметрах крайне мала [4], поэтому наличие дисклинаций в вискерах энергетически оправдано.

Выводы

- 1. Экспериментально установлено, что при воздействии на икосаэдрические малые частицы тепловыми потоками при определенных температурах в них происходят структурные изменения.
- 2. Экспериментально подтверждено, что внутренние полости и развитая нанопористая поверхность ИМЧ меди формируется при их отжиге в вакууме и на воздухе при температурах 500 °C и выше.
- 3. Экспериментально подтверждено, что при отжиге в воздушной атмосфере ИМЧ меди при 300 °C 400 °C образуются вискеры, размеры которых зависят от температуры отжига и времени выдержки образца в воздушной среде при данных температурах.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.В25.31.0011.

Список литературы

- 1. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику. М.: Машиностроение, 2007.
- 2. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. Комбинированная методика получения нанопористого материала на основе металла // Материаловедение. 2011. №8. С.48-51.
- 3. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. Специфические нанообъекты, микроизделия из них, полученные методом электроосаждения металла // Журнал Перспективные материалы. 2008. №6. С.109-114.
- Gryaznov V.G., Karpelov A.M., Рунвуткушср J., Nepijko S.A., Urban J., Romanov A.E. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research and Technology, 34, 9, 1091-1119 (1999).

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗАТОРОВ

Соснин И.М.

ООО НПК "Наномет", Тольятти, Россия. sim@nanomet.ru

Изучение свойств металлических катализаторов представляет особый интерес вследствие их высокой каталитической активности в отношении некоторых химических реакций, лежащих в основе технологических процессов всей химической промышленности.

Металлические катализаторы используются для осуществления ряда окислительно-восстановительных реакций: гидрирования (Pd, Pt, Ni, Cu), дегидрирования (Pt, Pd и др.), окисления (Pt, Ag), изотопного обмена водорода (Ni, Pt), синтезов с использование смеси угарного газа (окиси углерода) и водорода (Со, Fe, Ni и др.), синтеза аммиака (Fe), каталитической отчистки (Ni, Pt, Pd, Fe) и многих других реакций.

Таким образом классифицировать металлические катализаторы можно по функциональным свойствам, то есть по тем типам реакций, катализаторами которых выступают металлы.

Металлическое состояние свойственно твердым элементам, являющимся металлами по своим химическим свойствам. В наиболее общей форме это выражается в преимущественной отдаче электронов при химическом взаимодействии.

Само металлическое состояние не является решающим фактором для проявления каталитической активности. Существую примеры активных катализаторов неметаллической природы и весьма значительного различия удельных каталитических активностей отдельных групп металлов. Существенной для каталитических свойств является особая электронная структура, свойственная некоторым металлам.

Совокупность экспериментальных данных показывают, что наиболее широко, как по числу катализируемых реакций, так и по величине активности, каталитические свойства проявляются у металлов длинных периодов периодической системы, главным образом в пределах VI-VIII и IB групп. С другой стороны существую так же и металлы из других групп, которые так же обладают каталитическими свойствами.

Хотя число подобных примеров достаточно велико, тем не менее можно утверждать, что наиболее ярко выражена каталитическая активность проявляется у металлов VI-VIII и IB групп в длинных периодах периодической системы Менделеева.

Своеобразие химических свойств металлов рассматриваемых групп проявляется в большом числе валентных состояний, что связано с большим числом электронов, которые могут принимать участие в химической связи, и легкостью перехода между валентными состояниями. В твердом состоянии этому отвечает высокая плотность электронных уровней.

Сопоставление электронной структуры металлов с их каталитической активностью показывает, что каталитическая активность возрастает в начале периода с ростом числа электронов и наиболее ярко выражена у металлов с суммарным числом sи d-электронов на внешней электронной оболочке, превышающем число электронов, участвующих в металлической связи. Сочетание прочности связи, обеспечивающей устойчивость фазы металла, с наличием несвязанных электронов на атомных орбитах открывает, по-видимому, широкие возможности поверхностного взаимодействия, существенного для протекания каталитических процессов.

Несмотря на широкое применение имеющихся катализаторов, на их высокую эффективность, глубокую научную базу, как фундаментальную, так и прикладную, подробно описывающую особенности кинетики и термодинамики химических реакций, катализаторы не являются совершенными. По сей день не существует общей теории катализа. Существует большое количество отраслей, в которых есть процессы, требующие доработки. Так, например, катализ в органическом синтезе может быть применен в первую очередь для утилизации нефтехимических отходов, отработанных масел, нефтяных фракций, на данный момент не представляющих реального практического интереса. Переработка попутного газа, сланцевого газа открывают новые возможности для развития энергетического комплекса, что немаловажно в условиях сокращения нефтегазовых месторождений. Органический синтез помимо процессов энергетики предполагает синтеза новых материалов: полимеров, пластмасс, эластомеров, резин с новыми функциональными свойствами, повышенной износостойкостью, прочностью, долговечностью, коррозионной стойкостью и другими. Так же катализаторы нового поколения могут значительно повысить рентабельность имеющихся классических производств, повысить скорость протекания процессов, выход реакции, снизить количество отходов, сократить себестоимость производимой продукции.

Очень важным фактором в развитии каталитической промышленности являются нанотехнологии. Использование металлических наночастиц, а так же наночастиц интерметаллидов, би- и триметаллических наночастиц, содержащих эвектические расплавы металлов, интерметаллидов или оксидов металлов, а так же солей, образованных амфотерными металлами (цинкатами, кобальтатами, никелами, ферратами и другими) может задать новый импульс развития каталитической промышленности. Наночастицы никеля, кобальта, железа и других металлов являются эффективными катализаторами синтеза углеродных нанотрубок. Следовательно, нанокатализаторы уже проявляют себе не только как классические катализаторы, но и как катализаторы совершенно новых, инновационных технологий, технологий, позволяющих получать революционно новые материалы. Возможно использование наночастиц, содержащих эпитаксиальные наросты одного металла на другой или металлических соединений друг на друга так же откроют новые возможности для химической и не только химической промышленности. Особый интерес представляют интерметаллидные наночастицы, то есть наночастицы химических соединений двух или более металлов, сложность протекания таких реакций обусловлена в первую очередь близкими значениями электроотрицательности, гибридизацией, структурой металлических кристаллических решеток. С другой стороны металлы длинных периодов зачастую обладают широким спектром валентных возможностей, что позволяет даже двум металлам образовывать абсолютно разные соединения очень разнообразного состава. При рассмотрении металлов на наноразмерном уровне такие взаимодействия становятся намного вероятнее, что позволяет синтезировать интеметаллидные материалы. Наноразмерные частицы за счет высоких значений удельной поверхности и значительного вклада поверхностной энергии в реакционную способность вещества могу, во-первых, образовывать интерметаллидные материалы, а во-вторых, могут значительно повысить каталитический эффект по отношению к широкому печенью химических превращений. Все перечисленные факторы говорят о высочайшей многофакторности состава нанокатализаторов, возникает запрос на сложную методологическую основу производства нанокатализаторов. Потребность в изучении таких типов катализаторов диктуется как прикладным интересом, так и интересом фундаментальной науки.

Список литературы

- 1. Б. Гейтс 1981 Химия каталитических процессов.
- 2. Боресков Г.К. Катализ. Вопросы теории и практики. Избранные труды 1987
- 3. Боресков Г.К. Гетерогенный катализ-1986.
- 4. Вебер В. Межфазный катализ в органическом синтезе.
- 5. Колесников И. М. Катализ и производство катализаторов.
- 6. Хенрици-Оливэ Г., Оливэ С. Координация и катализ.

ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ И ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РКУП НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr

Фаизов И.А.¹, Фаизова С.Н.², Рааб Г.И.², Аксенов Д.А.²

¹Башгосуниверситет, г.Уфа ²Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г.Уфа. iafaiz@mail.ru

Работа посвящена изучению закономерностей формирования структуры в низколегированном сплаве системы Cu-Cr в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП).

Хромовые бронзы относятся к дисперсно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств.

В работе исследовались сплавы в различном исходном состоянии. Перед РКУП образцы выдерживались при 1050° С в течении 1, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду для получения пересыщенного твердого раствора с различным ансамблем частиц. Однако, растворить все частицы не удалось. Интерметаллидные частицы, образовавшиеся в ходе литья, не растворились. Более того, длительная выдержка (5 и 10 часов) проведена для того, чтобы в результате процессов коагуляции частицы увеличились.

Таким образом, были подготовлены образцы с различным ансамблем частиц вторичных фаз, которые были подвергнуты РКУП и последующему старению. Для детального изучения термодинамических процессов, происходящих с частицами вторичных фаз в ходе РКУП, частицы были идентифицированы по химическому составу и морфологии. Особое внимание уделялось анализу изменения размеров и характеру распределения частиц в зависимости от этапа обработки.

Установлено, что в процессе РКУП происходит уменьшение как размеров частиц, так и их количества. Однако, более глубокий анализ с учетом морфологии частиц показал, что одни частицы увеличиваются в размерах, в то время как другие уменьшаются.

Проведен сравнительный анализ эволюции ансамбля частиц вторичных фаз, результатов рентгеноструктурного анализа и изменении показателей микротвердости и прочности при РКУП и последующем старении.

Совокупность полученных данных позволяет утверждать, что в условиях РКУП происходят не только изменения структуры матрицы, но и протекают процессы, изменяющие термодинамическое состояние твердого раствора - деформационностимулированный распад твердого раствора и деформационно-стимулированное растворение частиц вторичных фаз.

Работа выполнена при поддержке проект РФФИ №13-08-01073 А

НЕМОНОТОННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИПД

Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Аксенов Д.А., Фаизов И.А.

Уфимский государственный авиационно-технологический университет, г.Уфа, ул. К.Маркса,12 snfaiz@mail.ru

Обработка низколегированных дисперсионно-упрочняемых медных сплавов системы Cu–Cr методами интенсивной пластической деформации позволяет достичь в данном классе материалов уникального сочетания функциональных свойств – повышенной прочности при сохранении электропроводности. Действительно, в отличие от обычных методов обработки давлением металлических материалов в условиях ИПД происходит нетривиальное взаимодействие дисперсных частиц и дефектной структуры. Измельчение кристаллической структуры происходит благодаря тесному взаимовлиянию дислокационных механизмов деформации с фазовыми превращениями, происходящими с дисперсными частицами вторичных фаз.

В условиях ИПД происходит не только деформационно-стимулированный распад твердого раствора, но также и обратный процесс растворения дисперсных частиц. Интенсивности этих процессов зависят, очевидно, от состояния системы: в закаленном твердом растворе, относительно свободном от частиц, будет с необходимостью доминировать процесс распада твердого раствора, а в состаренном сплаве, где легирующие элементы выделились в виде частиц, будет доминировать процесс растворения частиц.

Основываясь на наивных кинетических представлениях, можно было бы ожидать, что, по мере увеличения степени деформации, в обоих этих случаях система будет монотонно приближаться к некоторому конечному состоянию, в котором скорости процессов выравниваются.

Однако такая наивная кинетическая картина не описывает реальных процессов, происходящих в условиях ИПД, и основная причина этому, что выделившиеся частицы не являются пассивными источниками и стоками легирующих элементов, а активно влияют на протекание деформации на микроуровне, тем самым, заметно меняя кинетику процессов. Как результат, эволюция системы – «растворенные элементы – частицы вторичных фаз» является отнюдь не монотонной.

Систематические исследования, поставленные на специально подготовленных состояниях сплава, в которых исходно создавались бы предпосылки для доминирования одних процессов и подавления других. По мере накопления деформации производилось сопоставление изменений физико-механических свойств и эволюции дефектной структуры и характера распределения дисперсных частиц на микроуровне с макроскопическими характеристиками. Получен комплекс доказательств деформационно – стимулированного растворения дисперсных частиц в условиях ИПД как при равноканальном угловом прессования, так и при интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК).

Более того, показано, что при больших накопленных деформациях в условиях ИПДК одновременно реализуются как процессы деформационно- стимулированного растворения, так и выделения дисперсных частиц вторичных фаз.

ВЛИЯНИЕ ИПДК НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРОМОЦИРКОНИЕВЫХ БРОНЗАХ

Аксенов Д.А.¹, Рааб Г.И.², Фаизова С.Н.², Лебедев Ю.А.¹, Фаизов И.А.³

¹ИФМК УНЦ РАН, Уфа, Россия, spirit13@bk.ru ²ИФПМ при УГАТУ, Уфа, Россия, snfaiz@mail.ru ³БГУ, Уфа, Россия

Долгое время метод интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением используют как экспериментальный метод, позволяющий изучить физические процессы в том или ином материале при критическом размере структурных составляющих. Одним из материалов представляющих не только практический, но и научный интерес является система Cu–Cr. Физика процессов в системах с пересыщенным твердом раствором (ПТР) хорошо описана в классической литературе, однако продолжается работа по изучению изменения физических свойств таких систем в условиях ИПД. Так в низколегированных хромовых бронзах происходит не только деформационно-стимулированный распад, но и деформационно-стимулированное растворение частиц второй фазы во время ИПД.

В данной работе был поставлен специальный эксперимент, доказывающий немонотонность изменения физических свойств в процессе ИПДК при увеличении степени деформации. За исходное состояние был принято состояние практически полностью распавшегося ПТР, которое получено путем перестаривания. Критерием оценки распада твердого раствора являлись сохраняющиеся значения микротвердости и электропроводности материала. Далее была проведена ИПД кручением от 1 до 10 оборотов и проведено последующее постдеформационное старение материала в течение 30 минут.

Для получения достоверных результатов было сделано по пять образцов на каждый цикл кручения. Размеры образцов: диаметр 10мм, толщина 1 мм. Измерения микротвердости, изучение структуры и изготовление образцов на механические испытания на разрыв производились на середине радиуса образцов.

Данные по микротвердости и прочности показали, что до 4 оборотов происходит увеличение прочностных свойств, а на этапе 5–6 оборотов прочностные свойства падают. Если исходить из того, что в исходном состоянии был проведен полный распад ПТР, то в данной ситуации постдеформационная обработка на всех этапах ИПДК должна приводить к снижению прочностных свойств. Однако, после проведения старения состояния после 1–3 и 6 оборотов увеличили прочностные свойства, после 4 оборота микротвердость и прочность снизилась, а после 5 оборотов свойства остались без изменений. Такие немонотонные изменения, можно объяснить превалированием одно из двух процессов связанных с частицами второй фазы, а именно растворением частиц на этапах с 1–3 и 6 оборотов, деформационно-стимулированным распадом частиц на этапе 4 оборотов. Данные прочностных характеристик подтверждаются данным по электропроводности и структурными исследованиями частиц вторых фаз методом экстракционных угольных реплик.

Проект выполнен при поддержке гранта РФФИ 13-08-01073-а.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Ващук Е.С., Кобзарева Т.Ю., Будовских Е.А., Райков С.В., Громов В.Е.

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

Одним из новых разрабатываемых методов упрочнения поверхности металлов и сплавов является электровзрывное легирование (ЭВЛ), осуществляемое путем обработки поверхности многофазными плазменными струями, сформированными из продуктов электрического взрыва проводников. Суть ЭВЛ заключается в модификации структуры, фазовых состояний и свойств поверхностных слоев металлов и сплавов путем электрического взрыва проводника, формирования из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавления ею упрочняемой поверхности и насыщения расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой. Важная особенность ЭВЛ, как одного из таких методов, состоит в том, что источником легирующих элементов является сама многофазная струя продуктов взрыва, а также порошковые частицы различных веществ, вводимых в область взрыва. Широкий выбор материалов проводников и порошковых навесок различных веществ, размещаемых в области взрыва, высокие значения температуры и давления плазмы вблизи облучаемой поверхности позволяют осуществлять различные виды легирования, что обусловливает большие перспективы практического использования метода. Дополнительное улучшение эксплуатационных свойств материалов после ЭВЛ возможно при последующей электронно-пучковой обработке (ЭПО), вызывающей переплавление поверхности легирования. Работа посвящена выявлению закономерностей повышения микротвердости поверхности стали 45 в зависимости от параметров электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки.

ЭВЛ проводили на лабораторной установке ЭВУ 60/10. В качестве взрываемого проводника использовали медную фольгу, закрепляемую на электродах плазменного ускорителя коаксиально-торцевого типа. В область взрыва вводили порошковую навеску аморфного бора. Режимы обработки обеспечивали поглощаемую плотность мощности q_p, равную 5,5, 6,5, 7,5 и 8,6 ГВт/м². Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу, равную 35 и 70 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 мг. Анализ поверхностных слоев после электровзрывного боромеднения проводили в случае, когда отношение n атомных концентраций бора и меди в струе было равно следующим значениям: 1,6 и 3,5. Последующую ЭПО поверхности легирования осуществляли на установке Института сильноточной электроники СО РАН «Соло» при следующих основных параметрах: поглощаемая плотность мощности q_e составляла 2,0, 2,5 и 3,0 ГВт/м², длительность импульсов $\tau = 100$ и 200 мкс; частота их следования f = 0.3 Гц; число импульсов N = 5 и 10 имп. Обработку осуществляли в среде аргона рабочей камеры при давлении 0,02 Па. ЭВЛ и ЭПО имеют сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности, глубины и диаметра зоны воздействия на облучаемую поверхность. Упрочнение поверхности оценивали по уровню микротвердости (HVS-1000A).

Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного боромеднения является монотонно падающим. При этом ее максимальное значение наблюдается в тонком поверхностном слое. В приповерхностном слое на глубине до 15...20 мкм градиент микротвердости маленький и с учетом ошибок измерений можно говорить об усредненном значении микротвердости этого слоя. В промежуточном слое микротвёрдость быстро падает до ее значения в объеме стали на уровне 200 *HV*.

Электровзрывное меднение поверхности приводит к увеличению микротвердости до 600 *HV*, то есть в 3 раза. При этом от поглощаемой плотности мощности микротвердость поверхности не зависит. При боромеднении микротвёрдость поверхности увеличивается еще в 1,5 и 1,8 раза при n = 1,6 и 3,5 соответственно. Влияние на микротвердость поглощаемой плотности мощности более сильное, чем концентрации бора в плазменной струе. Она линейно увеличивается от 1,5 до 2,0 и от 1,8 до 2,4 раз с ростом q_p от 6,5 до 8,5 ГВт/м² соответственно. Такое поведение микротвердости свидетельствует о том, что при меднении упрочнение достигается в основном за счет формирования мелкодисперсной структуры псевдосплава системы Cu–Fe, а дополнительное увеличение микротвердости при боромеднении обусловлено образованием новых мелкоразмерных упрочняющих фаз – боридов FeB, Fe₂B, FeB₂, карбоборида Fe₂₃(C, B)₆ и карбида B₄C.

Поведение микротвердости в приповерхностном слое отличается от ее поведения на поверхности тем, что при низкой концентрации бора в плазменной струе зависимость от поглощаемой плотности не проявляется, что может быть связано с тем, что содержание бора в расплаве на глубине оказывается недостаточно высоким для образования боридов.

Влияние параметров обработки сказывается также и на общей глубине z_1 зоны легирования и толщине z_2 приповерхностного слоя с высоким уровнем упрочнения. Видно, что в изученном интервале значений они линейно увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности. Обращает на себя внимание увеличение этих параметров с ростом концентрации бора в плазменной струе в 1,5 и 2,0 раза соответственно. Эта особенность может быть объяснена тем, что бор повышает растворимость меди в железе и уменьшает вязкость расплава, что должно приводит к усилению процессов конвективного тепломассопереноса и, следовательно, к увеличению глубины и уровня упрочнения слоев.

Влияние последующей ЭПО сводится к тому, что глубина упрочнения возрастает более чем в 3 раза до 80 мкм, при этом уровень микротвердости уменьшается, оставаясь на высоком уровне, характерном для стали 45, закаленной на мартенсит. Максимальное значение микротвердости на поверхности и в приповерхностном слое после обработки в оптимальном режиме составляет 1000 и 800 *HV* соответственно. Влияние ЭПО на глубину зоны упрочнения наблюдалось ранее после электровзрывного бороалитирования стали 45 и технически чистого титана. Моделирование показало, что оно может быть обусловлено диффузионными процессами с аномально высоким значением коэффициента диффузии бора. В то же время увеличение длительности импульсов ЭПО от 100 до 200 мкс не приводит к увеличению глубины упрочнения, наоборот она составляет 60...70 мкм. Это может быть обусловлено тем, что при этом увеличивается глубина испаренного слоя.

Таким образом, электровзрывное боромеднение стали 45 приводит к формированию поверхностных слоев зоны упрочнения толщиной до 25 мкм. Последующая ЭПО приводит к увеличению глубины зоны упрочнения до 80 мкм. Микротвердость поверхности и глубина зоны упрочнения после ЭВЛ увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности и концентрации бора и достигают 1400 *HV*. При последующей ЭПО уровень микротвердости уменьшается до 800 *HV*. Комбинированная обработка, сочетающая ЭВЛ и ЭПО, приводит к увеличению износостойкости по сравнению с износостойкостью основы до 5-ти раз.

Работа выполнена в соответствии с заданием Минобразования РФ № 2.4807.2011.

СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ TiB2-AI И TiC-M0, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Гагарин А.Ю., Громов В.Е.

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

Композиционные покрытия системы TiC-Мо обладают высокой износостойкостью, микротвердостью. Формирование таких покрытий в настоящее время реализовано методом плазменного напыления в воздушной среде или в вакууме. Такие покрытия используются в машиностроении для защиты деталей, испытывающих повышенные нагрузки при работе в агрессивных средах и высоких температурах, например, в поршневых системах автомобильных двигателей внутреннего сгорания. Однако структура таких покрытий имеет ряд недостатков, таких как пористость, которая ухудшает их теплопроводность и низкая адгезия. Алюминий и его сплавы обладают низкой твердостью и износостойкостью, что ограничивает область их практического использования. В ряде работ для устранения этих недостатков было использовано лазерное плакирование поверхности алюминиевых сплавов для формирования композиционных слоев, упрочненных частицами TiB₂. Выбор в качестве армирующих частиц TiB₂ обусловлено тем, что это соединение имеет высокие значения твердости, модуля упругости, хорошо смачивается расплавом алюминия и при этом не растворяется в нем.

Одним из перспективных направлений развития методов электровзрывной обработки поверхности металлов и сплавов является разработка способов электровзрывного напыления (ЭВН) для повышения эксплуатационных показателей и увеличения срока службы поверхностей. ЭВН – это метод нанесения упрочняющих покрытий из продуктов электрического взрыва фольги и порошковых навесок на поверхность материалов. Метод позволяет формировать покрытия с высокой адгезией и различной структурой. Цель настоящей работы заключалась в создании композиционных покрытий систем TiB₂-Al и TiC-Mo с наполненной структурой методом ЭВН, изучении топографии их поверхности и структуры.

Впервые электровзрывным способом получены покрытия из молибдена и карбида титана, параметр шероховатости которых Ra изменяется в пределах 3.0 мкм. Морфология поверхности покрытий представлена композиционными микрокапли TiC-Mo диаметрами от 1 до 50 мкм. Толщина покрытий составляет 55–70 мкм. На границе покрытия с основой формируется рельеф. Покрытие обладает композиционной наполненной структурой, представляющей собой молибденовую матрицу с расположенными в ней упрочняющими включениями карбида титана, причем соотношение матрицы и упрочняющих включений составляет 2:1, 1.5:1, 1:1.

Электровзрывное напыление позволяет беспористые формировать однородные по глубине композиционные покрытия системы Al-TiB₂ толщиной 100 мкм. Параметр шероховатости Ra поверхности покрытий составляет 2,0 мкм. Морфология поверхности характеризуется наличием наплывов, микропор, микрократеров, микротрещин, наслоений, сформированные высокодисперсными частицами диборида титана округлой формы и каплями продуктов взрыва алюминиевой фольги. Размеры включений диборида титана в алюминиевой матрице изменяются в пределах от 0,5 до 2,5 мкм. На границе покрытия с основой при напылении происходит формирование зоны проникновения частиц диборида титана в основу без нарушения ее сплошности.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 12-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.»

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Российская Федерация, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского (НИФТИ ННГУ)

boldin@nifti.unn.ru

Целью работы является экспериментальное и теоретическое исследование особенностей процесса высокоскоростного электроипмульсного плазменного спекания («Spark Plasma Sintering») нано- и ультрадисперсных порошков оксида алюминия и, в частности, изучение эффекта ускорения спекания наноструктурированных и нанокомпозиционных керамик на основе оксида алюминия.

В качестве объектов исследования в работе выступали ультрадисперсный порошок α -Al₂O₃ дисперсностью 0.85-1.0 мкм («Alfa Aesar, A Johnson Matthey Company») и нано порошок α -Al₂O₃ дисперсностью 100 нм («Taimei Chemicals Co., Ltd»). Электроимпульсное плазменное спекание порошка проводилось на установке Dr. Sinter SPS-625 «SPS SYNTEX, INC.». Скорость нагрева ($V_{\rm H}$) варьировалась от 10 до 750 °С/мин, давление в процессе спекания ($P_{\rm пресс}$) изменялось от 26 до 70 МПа. Спекание проводилось в вакууме (5 Па). Температура процесса спекания контролировалась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы с внутренним диаметром 12 мм. Максимальная температура – температура спекания ($T_{\rm спек}$) лежала в интервале 1150 ÷ 1460 °С. Изотермическая выдержка при $T_{\rm спек}$ отсутствовала.

Анализ экспериментальных результатов показал, что компактирования порошков Al_2O_3 методом ЭИПС до плотностей близких к теоретическому значению происходит при пониженных температурах (на $300 \div 400$ ⁰C ниже чем при традиционных методах спекания). Важно отметить, что в процессе высокоскоростного нагрева наблюдается аномальный рост зерен.

Как известно, плотность дислокаций, присутствующих в частицах порошка в исходном состоянии зависит от размера частиц, а также от технологии их получения и предварительной обработки. В процессе спекания, при росте частиц, их движущиеся границы заметают находящиеся в объеме дислокации. Если интенсивность накопления ДОН на границах превышает интенсивность их ухода вследствие процесса диффузионной аккомодации, то следует ожидать увеличения свободного объема, величина которого тем больше, чем больше разность интенсивностей накопления и ухода. Увеличение свободного объема границы приводит к экспоненциальному увеличению коэффициента зернограничной диффузии (см. (1)), контролирующего процессы уплотнения при спекании, и как следствие, ускорение процесса спекания.

Рассмотрим следствия, вытекающие из предложенной качественной модели.

Во-первых следует отметить, что эффект ускорения спекания будет наблюдаться для порошковых материалов с некоторым оптимальным начальным размером частиц ($R_{\text{опт}}$), соответствующим, очевидно, субмикронному интервалу размеров частиц (0.2÷1мкм). В случае нанопорошков ($R \ll R_{\text{опт}}$) плотность дислокаций в кристаллической решетке исчезающее мала, и несмотря на высокую миграционную подвижность границ зерен в наноматериалах, связанную с большой величиной удельной поверхностной энергии границ зерен, эффекта ускорения

зернограничной диффузии наблюдаться не будет, а снижение характерных времен и температур спекания связано только с уменьшением характерного масштаба диффузионного массопереноса, пропорционального размеру частиц.

В случае же спекания обычных микронных порошков, обладающих относительно малой подвижностью границ зерен, следует ожидать, что интенсивность процесса диффузионной аккомодации будет существенно выше интенсивности потока дислокаций, заметаемых мигрирующей границей. В этом случае следует ожидать, что величина коэффициента зернограничной диффузии будет соответствовать своему ровновестному значению, а сам процесс спекания будет подчинятся традиционным кинетическим законам залечивания пор.

Таким образом, для реализации эффекта ускорения спекания с помощью специально выбранных режимов синтеза и последующей обработки, необходимо получить порошок с оптимальным размером зерна (R_{ont}) и повышенной плотностью решеточных дислокаций.

Рассмотрим теперь влияние скорости нагрева ($V_{\rm H}$).

Очевидно, что высокая скорость нагрева порошкового материала будет способствовать ограничению роста зерен вследствие уменьшения общего времени процесса спекания ($\tau \sim 1/V_{\rm H}$).

В этом случае интенсивность потока решеточных дислокаций, пропорциональная потоку дислокаций (ρ_v) и скорости миграции границ зерен (V_m), бомбардирующих мигрирующую границу зерна – мала, а величина коэффициента зернограничной диффузии близка к своему равновесному состоянию.

В случае же малых скоростей нагрева возможны два варианта.

Если нагрев осуществляется до температуры превышающей температуру окончания аномального роста зерен ($T > T_0$), характеризующегося большой скоростью миграции границ зерен, то интенсивность процесса диффузионной аккомодации превосходит интенсивность потока дислокаций ($\Gamma >> \Gamma^{+}$) и эффекта ускорения спекания вновь не наблюдается. Отметим, что этот случай также может реализовываться при спекании порошков с добавками частиц – стабилизаторов, сдерживающих рост зерен, или легирующих элементов, уменьшающих величину коэффициента зернограничной диффузии (например, Al₂O₃ + MgO).

Если же нагрев осуществляется до температур соответствующих облости протекания аномального роста зерен, то следует ожидать существенного увеличения коэффициента зернограничной диффузии и, как следствие, уменьшение температуры спекания.

Проведенный качественный анализ показывает, что существует оптимальная скорость нагрева ($V_{\text{опт}} \sim 10^2 \, {}^{0}\text{C/мин}$) при которой скорость миграции достаточно велика для поддержания потока дислокаций приходящих на границу, а разность интенсивностей накопления и ухода ДОН обеспечивает избыточный свободный объем, ускоряющий зернограничную диффузию и процесс спекания в целом.

Таким образом, скорость нагрева определяет кинетику спекания порошковых материалов, позволяя, при оптимальном значении $V_{\rm H}$, существенно снизить температуру спекания и получить керамику с плотность близкой к теоретической.

ЭЛЕКТРОННЫЙ КАРКАС МАТЕРИАЛОВ И СВОЙСТВА

Титоров Д.Б.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия, <u>titorovdb@mail.ru</u>

Возникновение твердых, мягких, жидких конденсированных вещества (КВ) и, формирование определенных атомарных структур в материалах ничем иным, как межатомными взаимодействиями объяснить невозможно. Однако в классической физике атомы нейтральны. Следовательно, электромагнитных взаимодействий и сил между ними быть не может. Другие силы (сильных, слабых и гравитационных взаимодействий) в явлениях с масштабами от размеров Земли и до атомов не участвуют. В современных схемах межатомные взаимодействия из-за нейтральности атомов, исключающей их электромагнитное взаимодействие, заменяется взаимодействиями элементарных частиц, составляющих атомы. Возможно, именно из-за использования для решения классической задачи прогнозирования структур методов квантовой механики, однозначное и точное прогнозирование атомарных структур и свойств новых веществ не реально до тех пор, пока они не исследованы и не аттестованы экспериментаторами.

В работах автора [1, 2] показано, что распределенные в пространстве системы точек, подобные системам узлов кристаллических решеток можно сформировать чисто геометрическими построениями. Для этого необходимо, во-первых, использовать взаимно проникающие сферы (ВПС). Во-вторых, их взаимопроникновение должно быть только парным. Это означает, что в область, образованную двумя взаимно проникшими сферами, другим ВПС проникать запрещено. Соблюдение правила парного взаимопроникновения (ППВП) при плотной упаковке ВПС обеспечивает, определенное расположение ВПС (взаимно проникающих сфер). В зависимости от глубины взаимного проникновения центры ВПС образуют системы точек, подобные системам узлов самых различных кристаллических решеток: ГЦК, ОЦК, ПК, графен, графит, алмаз, фуллерен, типа NaCl, аморфная структура [1, 2], цементит [3] и другие. Очень важно обратить внимание на то, что никаких специальных приемов при формировании решеток, типичных для конденсированных веществ (КВ) с разными, по современным представлениям, типами связей (металлической, ионной, ковалентной и др.), использовать при геометрических построениях, описанных в [1-3], нет необходимости.

Сопоставляя взаимно проникающие сферы (ВПС) с тем, что известно об атомах, следует отметить, что, во-первых, атомы и геометрические фигуры (ВПС) – нейтральны. Нейтральность атомов обеспечивается тем, что внутренние электроны нейтрализуют равное им количество протонов. Остальные протоны нейтрализуют внешние электроны. Для этого заряд внешних электронов должен быть равномерно распределен по сферической оболочке. Во-вторых, у атомов и сфер определенные размеры. Поскольку атом нейтрален, следовательно, есть определенная граница, за которой полей ни протонов, ни электронов нет. Определенная граница есть и у области внутренних электронов, так как другим электронам, согласно принципу Паули в ней быть запрещено. Следовательно, ВПС может служить комбинированной квантово-классической моделью атомов.

Современные гипотезы о механизмах соединения атомов (металлическом, ионном, ковалентном и др.) сформированы логическими и теоретическими построениями на основе тех или иных фактов, а не на прямых экспериментальных результатах. Но есть экспериментально надежно установленные факты повышения в конденсированном веществе электронной плотности в межатомном пространстве между ядрами на линиях, соединяющих ядра. Эти области по-разному удалены от ядер атомов в зависимости от размеров атомов и атомарной структуры вещества.

На рис. 1 приведены примеры атомарных структур, построенных из взаимно проникающих сфер (ВПС). Области парного взаимного проникновения (ПВП) - заштрихованы, расположены на линиях, соединяющих центры ВПС, на одинаковом и разном удалении от центров ВПС в зависимости от их размеров и сформированных структур, и соответствуют областям повышенной электронной плотности (ПЭП).

Вместе с оболочками внешних электронов атомов области ПВП – области ПЭП составляют электронный каркас (ЭК), обеспечивающий сцепление между атомами, то есть существование конденсированного вещества. Электронный каркас (ЭК), сформировавшийся на основе областей ПВП, обеспечивает возможность движения носителей электрического тока по пространству конденсированного вещества без столкновения с атомными остатками, и многие другие свойства конденсированного вещества, ко-торые отличают материалы от свободных атомов.

Результаты сопоставления позволили высказать предположение о комбинированной квантово-классической модели атомов и универсальном механизме соединения атомов в конденсированные вещества и материалы парным взаимным проникновением оболочек внешних электронов атомов [4].



Рис. 1 Окружности из пунктирных линий – взаимно проникающие сферы (ВПС). Окружности из сплошных линий показывают глубину взаимного проникновения. Их центры – узлы решеток. R_{in}/R_{ps} – отношения радиусов непроницаемой области и проницаемой сферы: $a - R_{in}/R_{ps} = 0.732$, решетка ГЦК- кристаллографическая плоскость (111); $b - R_{in}/R_{ps} = 0.634$, ОЦК решетка, плоскость - (011); $c - R_{in}/R_{ps} = 0.414$, ПК - (001); $d - R_{in}/R_{ps} = 0.155$ – графен; e – ионный кристалл типа NaCl; f – аморфная структура.

В докладе обсуждается роль электронного каркаса (ЭК) в электропроводимости разных уровней [5], в упругости с положительными [6] и отрицательными коэффициентами Пуассона и удлинениями, и в других явлениях в КВ [7].

Список литературы

- 1. Д.Б. Титоров Кристаллография 1, 25 (2001).
- 2. Д.Б. Титоров Поверхность 6, 93 (2003).
- 3. Д.Б. Титоров ФММ **103**, 413 (2007).
- 4. Д.Б. Титоров Материаловедение 12, 2 (2011).
- 5. D. Titorov JMSE 2, № 10, 575 (2012).
- 6. D. Titorov IRJES 1, No 4, 16 (2012).
- 7. D. Titorov JCCE 6, № 9, 809 (2012).

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЛЕГИРОВАННЫХ И ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Грызунов А.М., Полуянов В.А.

Тольяттинский государственный университет, Россия, Agshmit@gmail.com

В процессе обработки материалов при помощи электроэрозионных станков, в месте обработки металлы подвергаются воздействию высоких температур [1–2], в результате чего возможны изменения характеристик обрабатываемых металлов. Поэтому оценить влияние электроискровой обработки на микротвердость поверхностного слоя легированных и высокоуглеродистых сталей, сегодня является актуальной задачей.

Работа проводилась в два этапа. На первом этапе оценивалось влияние электроискровой обработки на микротвердость в зависимости от марки стали и режимов резки. На втором этапе оценивалось влияние режимов электроискровой обработки на микротвердость одной и той же марки стали У9, подвергнутой предварительно различной термической обработке.

Проведение экспериментов.

Первый этап. Перед началом резки образцов 1 (углеродистая инструментальная сталь У9) и 2 (нержавеющая сталь марки 08Х18Н10) на проволочно-вырезном станке с линейными двигателями Sodick, произвели подготовку образцов. Образец № 1 подвергли закалке при температуре 820 градусов, затем охладили его в масле через воду. Далее провели низкий отпуск образца при температуре 200 градусов. Образец № 2 был взят в исходном состоянии без предварительной обработки.

Резка производилась тремя режимами: подавались разные напряжения и значения силы тока. Нержавеющую сталь резали при напряжении 45В и силе тока 2A (1 режим), при напряжении 49В и силе тока 4A (2 режим), при напряжении 63В и силе тока 5A (3 режим). Сталь марки У9 резали при напряжении 35В и силе тока 4,5A (1 режим), при напряжении 36В и силе тока 7,5A (2 режим), при напряжении 40В и силе тока 11,5A (3 режим).

Для исследования образцов на микротвердость были взяты по одной половинке разрезанных образцов. Одну половину образца №1 запрессовали, провели шлифовку, полировку и травление с использованием травителя, состоящего из смеси медно-

го купороса растворенного в водном растворе соляной кислоты (CuSO₄ + HCl + H₂O). Половину образца №2 также запрессовали, провели шлифовку, полировку и травление с использованием травителя, состоящего из 4%-го спиртового раствора азотной кислоты (HNO₃). Затем провели инструментальное индентирование на скретч-тестере Nanovea (продавливали 10 раз на расстоянии 0,1мм образцы на трёх участках среза, уходя от края среза вглубь образца.

После проведения индентирования образцы были исследованы на металлографическом микроскопе Axiovert 40MAT, произведен расчет микротвердости по Виккерсу и постороены графики зависимости микротвердости от расстояния от края среза к центру образца (рисунок 1).

По результатам графиков были сделаны предположения: режимы резки 1 и 2 (рис.1*a*) не оказывают существенного влияния на изменение микротвердости углеродистой инструментальной стали У9. При использовании режима резки 3 на расстоянии до 0,3мм от поверхности образца происходит 2-х кратное падение значения микротвердости, обусловленное возможными структурными изменениями в стали во время более интенсивной резки увеличенным током и напряжением, прикладываемым к электродам. Уровень микротвердости соответствует уровню мартенсита и цементита.



Рис. 1. Образец № 1 – сталь У9 (а); образец № 2 – нержавеющая сталь (б)

Из графика (рис. 16) видно, что при резке нержавеющей стали на расстоянии до 0,3мм от поверхности происходит уменьшение микротвердости, существенно не зависящее от режимов резки. Уровень микротвердости соответствует уровню феррита.

Второй этап. Образец №3 подвергали закалке при 800 градусов в течение 25 минут с последующим охлаждением в солевом растворе. Образец №4 подвергали закалке при 800 градусов в течение 25 минут с последующим охлаждением в солевом растворе, затем производили средний отпуск (350 градусов) в течение 1часа 40 минут. Образец №5 подвергали закалке при 800 градусов в течение 25 минут с последующим охлаждением в солевом растворе, затем производили средний отпуск (350 градусов) в течение 1часа 40 кминут. Образец №5 подвергали закалке при 800 градусов в течение 25 минут с последующим охлаждением в солевом растворе, затем производили средний отпуск (350 градусов) в течение 1часа 40 минут. После чего провели полный отжиг при температуре 680 градусов в течение 1 часа с последующим плавным охлаждением.

Резка производилась тремя режимами: 1 режим резки (напряжение 30В, сила тока 3,8А, скорость резки 0,4 мм/мин), цифра 2 режим (напряжение 35В, сила тока 5А, скорость резки 0,6 мм/мин), 3 режим (напряжение 30-35В, сила тока 6,7А, скорость резки 0,75 мм/мин). Провели инструментальное индентирование и построили графики зависимости микротвердости от расстояния от края среза к центру образца (рис. 2).



Из графиков на рис. 2 видно, уровень микротвердости закаленной углеродистой инструментальной стали У9 не зависит от режимов резки, удаленности от поверхности среза, и соответствует (рис. 2*a*) уровню микротвердости мартенсита, (рис. 2*б*) уровню микротвердости троостита, (рис. 2*в*) уровню микротвердости перлита.

Список литературы

- 1. Б. Р. Лазаренко Физические основы электроискровой обработки металлов / Вестник АН СССР. 1959. №6. С.49-56
- Золотых Б.Н. Физические основы электроискровой обработки металлов [Текст] / Б. Н. Золотых. - М. : Гос.изд-во техн.-теорет.лит., 1953. - 108 с. : черт. - (Физ.-мат.б-ка инженера).

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Чернохаева Е.Ю., Викарчук А.А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия <u>cherry63@mail.ru</u>

Вода, которая используется человеком в быту и на предприятиях изо дня в день, требует очистки по многим факторам. Поэтому развитие систем очистки и фильтрации воды является актуальным вопросом, стоящим перед человечеством.

Основная идея наших исследований в области очистки воды заключается в разработке мембранно-сорбционного фильтра, содержащего три слоя фильтрующих элементов. Первый слой – это микрофильтрационная мембрана с ячейками, размеры которых меньше размеров механических частиц, диспергированных в фильтруемой среде. Второй и третий слои, выполнены в виде каркасов, на поверхностях которых размещены частицы сорбирующего материала [1]. Каркасы представляют собой сетчатый носитель из нержавеющей стали с размером ячеек порядка 40 мкм. В качестве сорбирующего материала на поверхности каркаса нанесены и закреплены микрочастицы (5–10 мкм) металла с развитой поверхностью в виде нановискеров, нанопор и специфического рельефа. Третий слой отличается от второго тем, что на него подают электрический потенциал, он предназначен для очистки фильтруемой среды от содержащейся в ней ионов растворенных веществ и бактериологических примесей.

За счет больших внутренних напряжений, источником которых являются дисклинации внутри пентагональных частиц, появляется возможность вскрыть эти полости, тем самым резко увеличить долю поверхностных атомов и, следовательно, адсорбционную активность частиц. Если термообработку икосаэдрических малых частиц (ИМЧ) вести в контролируемых условиях, то на поверхности микрочастиц можно вырастить нановискеры (до 10^{10} см⁻²) и нанопоры. Эксперименты показали, что адсорбционные слои, состоящие из пентагональных нанообъектов с развитой поверхностью, обладают необычными характеристиками, которые превосходно подходят в качестве абсорбционно-фильтрующих элементов, поскольку могут одновременно выполнять фильтрацию жидкости от механических частиц, адсорбцию микробиологических примесей и улавливать ионы тяжелых металлов.

Медные икосаэдрические малые частицы получали по авторской методике [2– 4]. ИМЧ выращивали на сетчатом носителе до размеров 10–15 мкм, затем частицы отжигали на воздухе при температурах 100–600°С с шагом 50° и временем выдержки 1–5 часов. Процесс получения объектов с развитой поверхностью осуществлялся за счет реализации двух технологических операций: выращивание методом электроосаждения ИМЧ на сетчатом носителе и превращение их путем термообработки в объекты с нанопорами и нановискерами на поверхности.

Икосаэдрические малые частицы меди, полученные методом электроосаждения, из которых мы предлагаем сформировать сорбирующий материал, были детально изучены методами электронной микроскопии. Согласно структурным исследованиям совершенная икосаэдрическая частица имеет 12 вершин, 30 рёбер и 20 граней, шесть осей симметрии пятого порядка, проходящих через вершины, десять осей третьего порядка, проходящих через центры граней, 15 зеркальных плоскостей симметрии. Все грани икосаэдрических частиц принадлежат одному семейству {111}.

В ИМЧ меди, имеющих 6 осей симметрии 5-го порядка, атомы вблизи плоскостей двойникования расположены в узлах ГПУ-решетки, отдельные сектора икосаэдра имеют локальную ГЦК-решетку, а пентагональная симметрия частицы обусловлена наличием в ней дефекта дисклинационного типа. Электронограмма от центра частицы имеет пентагональную симметрию. Параметр плотности упаковки такой икосаэдрической структуры существенно зависит от размера частицы и варьируется от 0,63 (хаотическая упаковка) до 0,74 (ГЦК-решетка).

Такая конструкция фильтра повышает эффективность фильтрования жидкостей. Это обусловлено тем, что в результате термической обработки на поверхности кристаллов и частиц, имеющих оси симметрии 5-го порядка и развитую наружную поверхность, образуются выбросы в виде «усов», «игл» и т. п. [1]. Все это повышает удельную поверхность кристаллов и частиц, увеличивает адсорбционную способность поглощающего слоя. Благодаря тому, что на каркас третьего слоя подан электрический потенциал, в третьем слое может осуществляться очистка фильтруемой среды от содержащихся в ней ионов растворённых или диспергированных веществ.

Таким образом, разрабатываемый нанофильтр на основе пентагональных частиц, нанесенных на сетчатый носитель, может обеспечить практически идеальную очистку сточных вод от ряда металлов, азота (аммонийный и нитритный), фенола, фосфора и микробиологических примесей. Кроме этого технологический процесс создания нанофильтра хорошо поддается контролю, который к тому же может быть автоматизирован. Данный фильтр будет способствовать качественной очистке воды от микроорганизмов и других загрязняющих частиц. К сожалению, в сточных водах содержится большое количество механических и бактериологических частиц, которые могут привести к засорению фильтра, уменьшить его производительность. Очистку фильтра предполагается проводить периодически путем ультразвуковой обработки.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ № 13-02-00221 и Госзадания № 211247.

Список литературы

- Патент 2356607 РФ, В01D69/06. Мембранно-сорбционный фильтр и способ его изготовления/ Викарчук А.А., Ясников И.С., Криштал М.М, Денисова Д.А., Колобов Ю.Р.; Государственное образовательное учреждение Высшего профессионального образования "Тольяттинский государственный университет". - № 2007138481; Заяв. 15, 16.10.2007
- 2. Ясников И.С., Викарчук А.А., Довженко О.А., Талалова Е.А., К вопросу о механизмах роста нитевидных кристаллов в процессе электроосаждения меди // Материаловедение.-2005. – №10 (101). – С. 28-32.
- 3. Викарчук А.А., Дорогов М.В., Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2013. Т. 97. № 10. С. 682-686.
- 4. Ogawa S., Ino S., Formation of multiply-twinned particles on alkali halide crystals by vacuum evaporation and their structures // Journal of Crystal Growth. 1972. V. 13/14. P. 48-56.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДА

Тарасов Б.А., Юрлова М.С., Шорников Д.П.

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия, <u>ulens.up@gmail.com</u>

Аннотация. В данной работе изучены особенности спекания порошков нитрида титана с разным размером частиц (<100 нм, и 25 мкм) методом плазменноискрового спекания. Показаны особенности спекания нанопорошков методом плазменно-искрового спекания, а так же влияния параметров спекания (давления, температуры и длительности) на свойства, структуру и механизм разрушения полученных компактов.

Спекание такой тугоплавкой керамики как TiN требует длительной выдержки при температурах порядка 2000°С. Упростить получение высокоплотных изделий из TiN можно, применяя технологию плазменно-искрового спекания.

Исследовали два вида порошков нитрида титана: коммерческий порошок нитрида титана со средним размером частиц 110 (в дальнейшем обозначается «нано-»), и порошок нитрида титана, полученный в лабораторных условиях путем нитрирования порошка гидрида титана с последующим помолом в планетарной мельнице (средний размер частиц 5 мкм, в обозначение «микро-»).

Плазменное искровое спекание нитридов производилось при помощи системы искрового плазменного спекания LABOXTM Модель 625. Спекание проводили при приложении постоянного давления к порошку в течение всего времени постоянного давления, атмосфере Ar.

Важным фактором, оказывающим влияние на конечную структуру компакта, является величина прикладываемого давления. Исследования проведены для «нано-» порошка нитрида титана, который спекали при 1400 °С в течение 1 мин. Скорость нагрева составляла 100 °С/мин. Величина прикладываемого давления изменялась в интервале 20–100 МПа.

Увеличение давления на порошковую засыпку с 20 до 100 МПа привело незначительному возрастанию плотности компактов с 81,4 % до 91,6 % от теоретической плотности. Возрастание плотности связано с изменением кинетики усадки при изменении уровня давления.



Рис. 1. Зависимость усадки TiN от температуры при нагреве с постоянной скоростью 100°С/мин при различных давлениях прессования.

Из рис. 1 видно, что на начальном этапе кривые усадки для всех значений давлений совпадают друг с другом, однако, увеличение давления сильно влияет на кинетику второй стадии спекания, когда начинается процесс рекристаллизации и роста зерен, а пористость становится закрытой.

Для изучения влияния температуры на конечные свойства компактов нитрида титана был выбран режим спекания со следующими параметрами: скорость нагрева 100°С/мин, давление 80 МПа, время выдержки при максимальной температуре 1 мин для «нано» порошка и 10 мин для «микро-» порошка.

На рис. 2 показана зависимость плотности конечных компактов от температуры спекания. Из рисунка видно, что плотность компактов из «нано-» порошка имеет слабую зависимость от температуры спекания и лежит в пределах 88,5–92,3 % от теоретического значения.



Рис. 2. График зависимости относительной плотности нитрида титана от температуры плазменного искрового спекания

Компакты из «микро-» порошка имеют более явную зависимость от температуры спекания. Плотность возрастает до температур ~1400 °С и выходит на насыщение при более высоких температурах.

Изучение кинетики спекания показало, что активная стадия процесса усадки «микро-» порошка нитрида титана заканчивается через ~5 мин после достижения максимальной температуры. Данное обстоятельство объясняет явную зависимость плотности компактов их «микро-» порошка при временах выдержки 0,5–10 мин.

Плотность образцов спеченных из «нано» порошка колеблется в пределах 90– 93%. Стадия активной усадки для образцов из данного вида порошка при повышении температуры заканчивается при 1200 °C.

Выводы. Изучение кинетики усадки и микроструктуры компактов из порошков TiN, полученных плазменно-искровым методом, показало, что основными параметрами, контролирующими кинетику и микроструктуру являются давление прессования, максимальная температура и время выдержки. Скорость нагрева, в изученном интервале 100-400°С/мин почти не влияет на микроструктуру компактов и их плотность.

Показано, что активная стадия спекания нанопорошка нитрида титана заканчивается при температуре 1250°С (0,43 Т_{пл}), и кинетика этой стадии почти не зависит от прикладываемого давления и скорости нагрева. Более чувствительной к давлению является вторая стадия спекания, связанная с ростом зерен и удалением закрытой пористости.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Д1

Волков А.Е.¹, Черняева Е.В.¹, Рубаник В.В.², Рубаник В.В. мл.³, Вьюненко Ю.Н.¹

¹ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, lena@smel.math.spbu.ru

² Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

³ Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

Авторы продолжают изучение влияния ультразвукового облучения на сплав Д1 методом акустической эмиссии. Общий вид акустического узла приведен на рис.1. Облучение проводилось двумя видами ультразвука: I – «слабый» с частотой f = 22 кГц и амплитудой A = 8 мкм (максимальная амплитуда напряжения в образце $\sigma_0 = 15$ МПа) и II – «сильный» с f = 21 кГц и A = 20 мкм ($\sigma_0 = 37$ МПа). Длина образца соответствовала половине длины волны ультразвука в исследованном материале. При этом в образце создавалась стоячая волна продольных ультразвуковых колебаний.

Инициирование АЭ осуществляли путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью 1,0 мм/мин на испытательной машине ИМ-4А. Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 dB и полосой пропускаемых частот 60÷1000 кГц. Индентирование производили по всей длине образца непосредственно на датчике.



Рис.1. Установка для УЗО: 1 – магнитострикционный преобразователь; 2 – образец; 3 – емкостной датчик для измерения амплитуды колебательных смещений.

Оценивали изменение спектральных портретов сигналов АЭ (кривые спектральной плотности мощности после применения быстрого преобразования Фурье), общее количество сигналов, их энергию и медианную частота (частоту, делящую площадь под кривой спектральной плотности пополам).

В [1, 2] было показано, что наибольшее изменение спектральных портретов всегда наблюдалось в центральной части образца, где в силу резонансных условий воздействие УЗО было максимальным. Причем, «слабый» (амплитуда A = 8 мкм) и «сильный» (A = 20 мкм) ультразвук оказывали различное воздействие на материал. В случае облучения по режиму I («слабый» ультразвук, $50 \cdot 10^6$ циклов), наблюдалось увеличение доли низкочастотной составляющей относительно исходного (без облучения) состояния, а при облучении по режиму II («сильный» ультразвук, $50-150 \cdot 10^6$ циклов) в центре образца спектры смещались в область высоких частот, что напоминало типичную картину «усталости» материала [3].

В настоящей работе изучается длительное (до $500 \cdot 10^6$ циклов) УЗО по режимам I и II. Показано, что увеличение «слабого» ультразвукового воздействия до $100 \cdot 10^6$ циклов возвращает параметры АЭ у практически исходному состоянию (рис.2*a*), а дальнейшее облучение приводит к появлению картины «усталости» металла (т.е. смещению спектров в высокочастотную область) (рис. 2*б*)



Рис. 2. Эволюция спектральных параметров АЭ при индентировании образцов сплава Д1 после УЗО по режимам I (A = 8 мкм) (a, δ) и II (A = 20 мкм) (b, c). $a, b = 100 \cdot 10^6$ циклов; $\delta, c = 500 \cdot 10^6$ циклов. 1 – Медианная частота, 2 – средняя энергия сигналов АЭ. Штриховые линии показывают уровень соответствующих значений медианных частот и энергий АЭ для материала в исходном состоянии.

При кратковременных (до $100 \cdot 10^6$ циклов) воздействиях «сильного» ультразвука (рис.2 в), наблюдается рост медианных частот в центральной области образца, однако при дальнейшем облучении значения медианных частот выравниваются по всей длине образца, оставаясь, в среднем, немного выше исходного уровня (рис.2 г).

Общее количество сигналов во всех случаях остается примерно равным. Однако распределения энергий этих сигналов отличаются для режимов I и II. Наибольшие значения энергий зафиксированы в зонах образцов, близких к месту крепления вибратора, при «сильном» УЗО (рис. 2 *в,г*). При «слабом» УЗО наблюдается большой разброс значений энергий почти симметрично относительно середины образца (рис. 2 *а,б*). Возможно, это связано с возникновением зон нерелаксированных внутренних напряжений, аналогичным показанным в [3].

Таким образом, облучение образцов сплава Д1 по обоим режимам приводит к появлению признаков «усталости» материала, однако с увеличением длительности УЗО возможно некоторое подавление этих признаков.

Для получения более полной картины изменений, происходящих в металле при УЗО и вызывающих эволюцию его спектральных характеристик необходимо привлечение других методов структурных исследования.

Список литературы

- Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл. Акустическая эмиссия в сплаве Д16 после ультразвукового воздействия // Матер. 53-й междунар. научн. конф. «Актуальные проблемы прочности» (2-5октября 2012 г., Витебск, Беларусь), Витебск, 2012. – Ч.2. – С.154-156
- А.Е.Волков, Е.В.Черняева, В.В.Рубаник, В.В.Рубаник мл., Ю.Н.Вьюненко. Влияние ультразвукового облучения на акустическую эмиссию в сплаве Д1 // Вестник ТГ, 2013. -Т.18, вып. 4. – С. 1697-1698
- 3. Черняева Е.В. Оценка усталости металлов по результатам спектрального анализа сигналов акустической эмиссии // Деформация и разрушение материалов, 2013. - №7, С. 42-47

МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СПАРК-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Александрова Е.В.¹, Григорьев Е.Г.¹, Олевский Е.А.^{1,2}

¹НИЯУ МИФИ, Москва, Россия; ²SDSU, San Diego, USA <u>alexsandrovaev@gmail.com</u>

Спарк-плазменное спекание (SPS) – это одна из наиболее перспективных современных технологий спекания. В ходе SPS проводиться прессование порошкового компакта с пропусканием электрического тока. Основными преимуществами данной технологии являются быстрая скорость нагрева, вследствие чего появляется возможность сохранять микроструктуру, а также уменьшить затраты электрической энергии. Данная технология характеризуется более интенсивной скоростью усадки, по сравнению с традиционным горячим прессованием.

В докладе представлены результаты работы в области мультимасштабного моделирования процессов SPS методом конечных элементом в программной среде COMSOLTM Multiphysics. Рассмотрена микронеоднородность распределения температуры и ее влияние на реологическое поведение пористой среды при пропускании электрического тока через металлический порошок сферической формы.

Данная модель основана на гипотезе смягчения межчастичных контактов, в связи с тем, что при спекании порошковых материалов процессы диффузии, массопереноса, пластической деформации протекают в межчастичных контактах.

На первом шаге рассмотрена задача о нахождении микроскопической неоднородности распределения температуры на микро уровне контакта двух частиц медного оксидированного порошка. В результате решения термоэлектрической задачи, получена разность температур между контактной областью и центром частицы [1]. Необходимо отметить, что возникающая локальная неоднородность температуры может сохраняться во времени, вследствие более низкой тепло и электропроводности оксидного слоя в контактной области между частицами.

Полученная разность температур между центром частицы и контактной областью использована для макроскопического расчета кинетики усадки нелинейновязкого порошкового компакта [2], основанного на континуальной теории спекания [3]. Данный макроскопический расчет позволяет сделать оценку вклада плотности электрического тока в процесс усадки при СПС.

Список литературы

- 1. Кузьмов А. В., Олевский Е. А., Александрова Е. В., Микронеоднородность нагрева порошка при электроспекании и её влияние на кинетику усадки, Порошковая металлургия, том 11/12, с. 50-60, 2012
- 2. Ashby, M.F., 1990. Background Reading, HIP 6.0. University of Cambridge, Cambridge, UK
- 3. Olevsky, E.A., Theory of sintering: from discrete to continuum. Materials Science and Engineering R 23 (2), 41–100, 1998

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ ПЛАЗМЕННОГО ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ Fe+Ti+B₄C, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

Юрлова М.С., Григорьев Е.Г., Сизоненко О.Н., Олевский Е.А.

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия, yurmary@mephist.ru

Необходимость повышения производительности и надежности современного промышленного оборудования, а также решения проблем ресурсосберегающих технологий, связана с внедрением новых материалов с повышенными физикомеханическими и функциональными свойствами. Композитные материалы с металлической матрицей в последнее время получили широкое распространение. Наиболее эффективными методами воздействия на различные дисперсные системы являются физические методы, которые способствуют изменению их свойств. Одним из таких методов действия на физико-химические свойства гетерогенных систем является высоковольтный электрический разряд.

В настоящей работе электроразрядной (ЭР) обработке подвергались суспензии порошков Fe и Ti и смесей порошков 80%Fe + 20%Ti и 20%Fe + 80%Ti (массовая доля) в углеводородной жидкости, в качестве которой был выбран керосин. На порошок воздействовали импульсами с энергией 0,12-1 кДж и суммарной энергией

1000—4000 кДж. Анализ результатов обработки в режимах с одинаковой единичной энергией, но разным количеством импульсов, т.е. разной интегральной энергией показал, что все обработки приводят к значительному измельчению исходного порошка. Кроме того пропускание высоковольтных разрядов через углеродосодержащую жидкость приводит к образованию наноразмерной углеродной фазы, а так же формированию новых фаз таких как TiC, TiB₂ и др.

Для имитации карбидосталей проводили спекание смеси порошков следующих составов: с обработанным титановым порошком 75%Fe + 20%Ti + 5%B₄C и 70%Fe + 30%Ti, а также обработанную смеси 80%Fe + 20%Ti. Консолидацию проводили методом искрового плазменного спекания (ИПС). Скорость нагрева до максимальной температуры равной 900 °C составляла 100–300 °C/мин. Время выдержки при максимальной температуре во всех случаях 5 мин. Величина давления, приложенного к порошковой засыпке в течение всего времени консолидации, составляла 50 и 60 МПа.

Исследование микроструктуры спеченных компактов показало, что для всех порошковых смесей характерным является формирование крупных зерен железа до 500 мкм и зерен титана с карбидной пленкой вокруг. В образцах практически отсутствует пористость. Твердость образцов измеряли по Роквеллу. Результаты показывают, что значения твердости (HRC 73 ± 6) отдельных компактов превышает значения твердости для штатных быстрорежущих сталей.

Таким образом, показано, что электроразрядная обработка порошков и последующая их консолидация электроимпульсными методами является перспективным направлением в упрощении изготовления карбидосталей.

Авторы выражают признательность Министерству образования и науки Российской Федерации за поддержку (грант 11.П34.31.0051).. Sci. Eng. R Rep., 30, 41–100, (1998)

СПОСОБЫ И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛА С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НА ОСНОВЕ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Дорогов М.В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>maxim@tltsu.ru</u>

В настоящее время интенсивно ведутся работу по получению и изучению свойства наночастиц и наноматериалов. Они применяются для очистки используемого для питания топливных элементов водорода, получаемого из углеводородного сырья, от примесей монооксида углерода, отравляющих платиносодержащие электроды топливных ячеек. Кроме того, катализ на малых частицах играет важную роль в химической промышленности, поскольку катализируемые реакции, как правило, протекают при более низкой температуре и являются более селективными. Перспективно в качестве катализаторов использовать металлические частицы, закрепленные на носителе.

На сегодняшний день известны десятки методов получения наночастиц и наноматериалов. Принципиально все методы получения наноструктур возможно условно разделить на два больших класса: физические и химические методы. При этом нужно подчеркнуть, что большинство методов получения требуют дорогостоящие и громоздкое оборудование. Предлагаемый в данной работе метод получения материала с развитой поверхностью: электроосаждение металла и термообработка являются относительно дешевым и имеют возможность автоматизации процесса, что важно для переноса лабораторных методик в практику промышленного производства.

В работе материал с развитой поверхность получали путем термообработки икосаэдрических малых частиц. В процессе термообработки у икосаэдрических частиц формировалась пористая структура и специфический рельеф (вискеры) на поверхности.

Мы считаем, что необходимыми условиями образования вискеров являются атмосфера, наличие дисклинаций и пористых каналов. Это связано с тем, что для образования вискеров необходимы диффузионные потоки, которые формируют внутренние напряжения и пористые каналы. Воздушная атмосфера необходима для окисления меди на кончике уса и формирования его направленного роста.

Появление вискеров на поверхности икосаэдрической частицы, образование пористой структуры и полости позволяет сформировать у частицы размером 10 мкм удельную поверхность как у частицы размером 100 нм, т.е. происходит увеличение поверхности на два порядка с 0,085 м²/г до 6,4 м²/г.

Такие материалы в виде пентагональных частиц с развитой поверхностью, обладают высокой каталитической активностью и сорбционной способностью и в дальнейшем найдут широкое применение в медицине, биологии, экологии, машиностроении и химических отраслях в качестве: катализаторов, сорбционных и фильтрующих материалов.

Научно-исследовательская работа, выполнена в рамках государственных заданий высшим учебным заведениям на 2013 (г/б тема №7.1179.2011), РФФИ (проект №13-02-00221) и гранта Правительства РФ для государственной поддержки научных исследований, проводимых под руководством ведущих ученых (г/контракт № 14.В25.31.0011).

ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ С ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ЭНЕРГИЕЙ СМЕШЕНИЯ И ПОЛИМОРФИЗМОМ ОДНОГО ИЗ КОМПОНЕНТОВ

Ефимова Е.Д., Русаков Г.М.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, efimova@imp.uran.ru

В работе рассматривается двухкомпонентный сплав с непрерывным рядом твердых растворов при высоких температурах и полиморфным превращением одного из компонентов. Было проведено моделирование фазовых диаграмм систем такого типа в рамках термодинамической модели, основанной на концепции неравновесного термодинамического потенциала (НТП). Данная модель сочетает стандартную модель бинарного регулярного раствора с положительной энергией смешения и модель структурного фазового перехода первого рода со скалярным параметром порядка. Удельный (НТП) модели двойного сплава $G(c, T, \phi)$ представляет собой сумму свободной энергии регулярного раствора с положительной энергией смешения ε и полиномиального выражения от скалярного параметра порядка ϕ :

$$G(c,T,\phi) = G_{reg}(c,T) + G_{add}(c,T,\phi) \quad (1-c)$$

Слагаемое $G_{add}(c, T, \phi)$ описывает фазовый переход первого рода между фазами со значениями параметра порядка $\phi = 0$ и $\phi = 1$. Значение $\phi = 0$ соответствует твердому раствору, $\phi = 1 - \phi$ азе, появляющейся в результате полиморфного превращения. Свободные энергии фаз получаются путем подстановки данных значений параметра порядка в НТП:

$$G_1(c,T) = G_{reg}(c,T); \ G_2(c,T) = G_{reg}(c,T) + g(2p(c,T)-1) \ (1-c).$$

Условие p(c,T) = 1/2 определяет линию фазового перехода первого рода на плоскости температура – концентрация, т.е. дает границу существования фазы с $\varphi = 1$.

Моделируя сплав с мартенситным превращением первого компонента и сплав с выклиниванием фазы, выражение p(c,T) задается в следующем виде, соответственно:

 $p(c,T) = 1/2 + a(T - T_0 + k c), \ p(c,T) = 1/2 + a[(c_0 - c) - k(T - T_0)^2]$

Параметры *T*, *c*, *k* определяют ширину концентрационного и температурного интервалов существования фазы с $\varphi = 1$. При моделировании существенными являются два независимых параметра ε (энергия смешения, определяющая температуру Курнакова) и *g* (параметр, задающий величину энергетического барьера, разделяющего фазы). Варьируя эти два параметра, в рамках стандартной процедуры расчета равновесия фаз удается получить по три типа фазовых диаграмм для двух представленных выше типов полиморфных превращений.

Работа выполнена при поддержке проекта Президиума УрО РАН № 13-2-НП-433.

ПОЛУЧЕНИЕ И КОМПАКТИРОВАНИЕ МЕТОДАМИ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВ НИТРИДА УРАНА

Шорников Д.П., Бурлакова М.А., Тарасов Б.А., Якуткина Т.В., Юрлова М.С.

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия, <u>d.p.shornikov@mail.ru</u>

Аннотация. В работе представлены предварительные результаты исследования возможности получения компактных изделий из высокодисперсных порошков нитрида урана методами плазменно-искрового и электроимпульсного компактирования. Показана принципиальная возможность получения компактов заданной плотности (85-95 % от теоретической) и заданных геометрических размеров из легкоокисляющихся порошков нитрида урана. Разработаны способы предотвращения взаимодействия компактов с пресс-оснасткой.

В настоящее время большое внимание уделяется проектированию и сооружению реакторов на быстрых нейтронах, которые в перспективе, должны стать основой ядерной энергетики. К одним из наиболее перспективных видов топлива относится мононитрид урана или смешанный мононитрид урана и плутония. При этом основными достоинствами мононитридов, является высокая плотность (более 14 г/см³) и повышенная теплопроводность (около 20 Вт/(м·К), простота переработки облученного топлива. Также нитрид урана рассматривается в качестве топлива для реакто-

ров дожигателей долгоживущих изотопов (например, Am). При этом следует отметить такие недостатки нитридного топлива как сложная технология получения; возможность окисления при хранении и высокая температура спекания нитрида (более 1800 °C). При этом отмечается трудность в достижения высокой плотности (не выше 85 % от теоретической). Особые требования предъявляют к содержанию в нитридном топливе кислорода и углерода, т.к. их содержание определят взаимодействие с топливной оболочкой.

Для решения указанной проблемы предложено применять перспективные методы компактирования материалов, к которым относят электро-импульсное прессование (ЭИП) и искровое плазменное спекание (СПС). В качестве положительных моментов использования ЭИП и СПС можно отметить весьма короткое время компактирования (от миллисекунд до 10 мин), высокая плотность изделий, обусловленная эффектами локального расплавления между частицами порошка и спеканием в жидкой фазе.

Для получения спеченных изделий из нитридного топлива на первом этапе получен порошок мононитрида урана с минимальным содержанием углерода и кислорода. Синтез мононитрида урана проводили в кварцевой ампуле, в которую помещали стружку из обедненного урана (массой 10 г), объем заполняли водородом до атмосферного давления и проводили гидрирование урана при температуре 250 °С в протоке в течение 1 ч. Снижение давления в ампуле является моментом образование гидрида урана. Далее проводили дегидрирование при 450 °C и получении порошка металлического урана в протоке аргона. Установлено, что оптимальное количество циклов гидрирования-дегидрирования, составляет 2–3. Увеличение количество циклов приводит к уменьшению размера порошинок. После этого ампулу с гидридом урана заполнили азотом и нагрели до 800 °C, в ходе реакции образуется порошок полуторного нитрида урана. Для получения мононитрида проводили разложение полуторного нитрида урана (без извлечения порошка из ампулы) при температуре 950-1000 °С, повышение температуры приводит к укрупнению порошка за счет его спекания, что усложняет последующее спекание. По предварительным оценкам исходный порошок имеет крупность до 20-30 мкм. во избежание его окисления все дальнейшие работы проводили в перчаточном боксе под давлением аргона. Микроструктура порошка представлена на рис. 1.



Рис. 1. Микроструктура синтезированных порошков полуторного нитрида $U_2N_3(a)$ и мононитрида UN (δ)

Проведен рентгеновский фазовый анализ полученного продукта. По результатам анализа обнаружены линии мононитрида урана, причем линии диоксида урана не обнаружены.

Плазменное искровое спекание нитридов производилось при помощи системы искрового плазменного спекания LABOXTM Модель 625 в графитовой матрице (диа-

метром 15,4 мм) с использованием графитовых пуансонов, для предотвращения взаимодействия порошка с материалом матрица, внутренняя поверхность последней покрыта изнутри молибденовой фольгой.

Контроль температуры осуществляли оптическим пирометром с диапазоном измерения 573-3000 °С. Гидростатическая плотность, полученной методом ПИС таблетки, составила 12,0–12,3 г/см³. Регулировка давления прессование и температуру спекания позволяет повышать плотность таблекти. Микроструктура спеченной по ПИС методу таблетки мононитрида, представлена на рис. 2, *a*.



Рис. 2. Микроструктура спеченных таблеток UN методом ПИС (*a*) и ЭИП (б)

Электроимпульсное прессование проводили в керамических трубках диаметром 10 мм с помощью молибденовых пуансонов. Нагружение осуществляли с помощью пневмопресса, контроль давления прессования проводили с помощью манометра. При электроимпульсном спекании за основу были взяты режимы, отработанные на порошках нитрида титана. При этом установлены оптимальные параметры давление прессование 4,0 атм, и напряжение 3,0 кВ) при которых удается достигнуть требуемой плотности 85 % от теоретической и избежать разрушения таблеток. На рис. 2, δ представлена микроструктура полученных компактов.

По результатам проведенной работы сделаны следующие предварительные выводы:

- 1. Методом гидрирования-дегидрирования получен порошок мононитрида урана, показана возможность получения ультрадисперсного порошка UN за счет увеличения циклов гидрирования-дегидрирования;
- 2. Показана возможность получения компактов нитрида урана с высокой плотностью (выше 85 % от теоретической) в случае применения перспективных методов прессования на основе методов ПИС и ЭИП.
- 3. В образцах отмечается низкое содержание кислорода и углерода, что подтверждено результатами рентгеновского фазового и микрорентгеноспектрального анализов.
Именной указатель

Абакаров А.Р.	117	Горбунова Н.В.	78
Абрамова А.Н.	151	Грачев С.В.	109
Аккузин С.А.	80	Григорьев Е.Г.	85, 123, 173, 174
Аксенов Д.А.	155-157	Гришина И.П.	58
Александрова Е.В.	123, 173	Гришунин В.А.	133
Алсараева К.В.	132, 133, 136, 139	Громов В.Е.	132, 133, 136, 138,
Алфёрова Е.А.	68, 111	1	139, 158, 160
Аникеева Г.М.	52	Грызунов А.М.	165
Астафурова Е.Г.	43, 70, 72	Грызунова Н.Н.	94
Афонин Г.В.	104	Грязнов М.Ю.	54
		Гувалов А.А.	130
Багрец Д.А.	145	Гуткин М.Ю.	18,20
Бадретдинов М.Н.	116	5	
Балохонов Р.Р.	129	Дельгадо Рейна С.К	D. 81
Баранникова С.А.	132	Дешевых В.В.	102, 103
Баранов В.Г.	100	Добаткин С.В.	72
Барахтин Б.К.	45	Дорогин Л.М.	121
Бахметьев А.М.	54	Дорогов М.В.	175
Белых Н.В.	118	Дударева О.А.	58
Бирман Х.	14	Дьяконов Г.С.	110
Благовещенский Ю.	B. 57	Дябденков В.В.	137
Бобрук Е.В.	115		
Болдин М.С.	55, 57,161	Ермаков А.А.	117
Бородин Е.А.	92	Ефимова Е.Д.	176
Ботвина Л.Р.	35		
Будовских Е.А.	158, 160	Жариков Е.С.	83
Бурлакова М.А.	177	Жеребцов С.В.	110
		Жилин А.С.	109
Вайднер А.	14	Жолнин А.Г.	119
Валиев Р.З.	5, 33, 40, 42, 110		
Васюков В.М.	117	Загуляев Д.В.	136
Ващук Е.С.	158	Захаров П.В.	134
Веселов И.Н.	49	Землякова Н.В.	96, 98
Веселухина С.В.	60	Зигель К.	14
Викарчук А.А.	3, 121, 149, 151,		
	167	Иванов Ю.Ф.	132, 133, 139
Виноградов А.	14	Ивашин П.В.	11
Власов Н.М.	125	Ильина А.М.	123
Воленко А.П.	61	Ильичев Л.Л.	38
Волков А.Е.	171	Исаева Н.В.	57
Воробьев С.В.	139	Исаенкова М.Г.	83
Вьюненко Ю.Н.	171	Исламгалиев Р.К.	40
Гагарин А.Ю.	160	Калин Б.А.	8
Ганеев А.В.	42	Каманцев И.С.	92
Гервасьев М.А.	51	Каныгина О.Н.	113
Гладковский С.В.	92	Караваева М.В.	42, 107
Глезер А.М.	10, 16	Кац А.В.	86, 88, 90
Гольцов В.А.	5	Кашапов М.И.	38

Кинк И.	121	Мезенцов С.А.	65
Клевцов Г.В.	33, 35, 38, 40	Мелехин Н.В.	54
Клевцова Н.А.	35, 38	Мельников Е.В.	70, 72
Клопотов А.А.	138	Мельникова И.П.	60
Кобзарева Т.Ю.	158	Мерсон Е.Д.	40
Козлова Н.А.	54, 55	Микрюков В.Р.	134, 137
Коковихин Е.А.	92	Митрофанов Ю.П.	104
Колесникова А.Л.	18, 121	Михайлов С.Б.	47, 49, 51, 109
Комиссарова И.А.	133, 136	Михайлова Н.А.	47, 49, 51
Коновалов С.В.	132, 133, 136, 138,	Морозов А.П.	73
	139	Морозов М.М.	138
Копылов В.И.	54, 55, 56	Москвичева А.В.	57
Коренков В.В.	117	Муканова А.Ж.	113
Коротков Л.Н.	102, 103	Мурашкин М.Ю.	42, 115
Коротнева К.В.	27	Мясникова В.И.	134, 139
Корячко М.В.	143		,
Косинов Л.А.	132	Нагорнов Ю.С.	86, 88, 90
Котков Д.Н.	57, 106	Назаров В.В.	140, 142
Кошовкина В.С.	70, 72	Назмиев А.И.	115
Краснинкий С.А.	18	Никитин Л.С.	66
Криштал М М	11	Никитин С Н	100
Крымская О А	83	Никитина А А	83
Кулря А В	23-28	Новиков В Ю	147
Кулряшова О В	51	Нохрин А В	54-57 161
Кузин В Е	54	nonphin n.b.	0107,101
Кульков В Г	102 103	Олесский П Л	72
Кутенева С В	92	Одевский Е.А.	85 123 173 174
Кушнарев А Н	28	Олесюк О В	160
Кушнарев П Н	28	Oneelok O.D.	100
	20	Папина К Б	23 28
Пе Хай Нинь	23 24	Перлович Ю А	83
Пебелева П.Ю	85	Пестряков А Е	11
Леонтьева-Смирнов	a M B 43	Пигалева И Н	40
Линдеров М	14 40	Писклов А В	57
Литвиненко Н Г	136	Плохих А И	81
Литовченко И Ю	43 80	Плужникова Т Н	22
Литов юпко и.то. Помаер Г В	78	Плужникова 1.11. Полетаер Г М	137
Лопатин Ю Г	54-57	Полехина Н А	137 43
Линатин Ю.Г.	68 68	Полунин А В	11
Лычагин Л.В.	76 111	$\Pi_{O}\Pi_{V}$	165
Ласциков В Н	60 63 65	Полулнов Б.И.	1/0
Лясников Д.П.	58 60	Порецкова А.С. Потекзер Л И	138
Лиспикова А.D.	56,00	Потекаев А.И.	107
Майер Г Г	70 72	Протасова Б.О. Прудий Ю Л	107
	10/	Прудии Ю.А. Приницер И Ю	40
Макаров А.С.	104	пышминцев ило.	T)
	11	Рааб Г И	155 157
Малашенко Б.Б.	110	Parrouro A P	133-137
малашенко Г.И. Мамелора Л.Л	130	гадченко А.D. Радненко П Л	129
маркалова Л.А.	58	і адпонко П.А. Райков С Р	127
маркова U.A.	138	1 анков С.D. Ролзер R R	117
маркова 1.11. Матихни D П	116	DOMALOD A E	18 171
тугатулин Б.Л.	110	FUMAHUB A.E.	10,121

Романов Д.А.	160	Тюменцев А.Н.	43, 80
Рубаник В.В.	145, 147, 171	Тюрьков М.Н.	61
Рубаник В.В.мл.	171		
Русаков Г.М.	176	Фаизов И.А.	155, 156, 157
Рыковский А.И.	119	Фаизова С.Н.	155, 156, 157
		Федоров В.А.	22
Салищев Г.А.	110	Федосеев С.Н.	68
Самохина О.Н.	115	Федотов Д.Ю.	22
Сандлер Н.Г.	54	Фесенюк М.В.	38
Сахаров Н.В.	55, 57, 106, 161	Фефилова А.А.	134, 137
Семенова И.П.	110	Филиппов М.А.	109
Сивков А.А.	66	Фролова О.А.	38
Сидоров С.А.	22	1	
Сидорова Н.И.	24	Хафизова Э.Д.	40
Сизов В.В.	139	Хоменко В.И.	26
Сизоненко О.Н.	174	Хоник В.А.	104
Скворцов А.А.	143		
Скородумов С.В.	23, 26, 28	Цветкова К.Ю.	49, 51
Смирнов А.М.	20		
Смирнова Е.С.	54	Чегуров М.К.	54, 55
Смирнова М.А.	45, 78	Челяпина О.И.	127
Смолин А.Ю.	52	Чернов В.М.	43
Созинов Д.С.	78	Чернохаева Е.Ю.	167
Соколовская Э.А.	23-28	Черняева Е.В.	171
Сосков А.А.	134	Чиркунова Н.В.	61
Соснин И.М.	152	Чувильдеев В.Н.	54-57, 106, 161
Стариков А.Ф.	51	Чумаевский А.В.	76
Старостенков М.Д.	134, 137	Чуркин В.К.	61
Сударкин А.Я.	26		
Сундеев Р.В.	16	Шалимова А.В.	16
		Шмидт С.В.	116
Табатчикова Т.И.	81	Шорников Д.П.	100, 169, 177
Таран В.М.	58	Шотин С.В.	57, 106
Тарасов Б.А.	100, 169, 177	Шульгин Д.А.	116
Тарасов С.Ю.	76		
Телегин С.В.	63	Юрлова М.С.	169, 174, 177
Теренин А.Н.	26		
Титоров Д.Б.	163	Яковлев А.В.	22
Траченко В.А.	23, 27, 28	Яковлева И.Л.	81
Трунина Т.А.	92	Якуткина Т.В.	177
Тряев П.В.	54	Ясников И.С.	11, 29, 31, 121
Тукеева М.С.	70, 72		

	Стр.
Викарчук А.А. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗА- ТОРОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ	3
Валиев Р.З. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЙ ДИЗАЙН ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПО- ВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ	5
Гольцов В.А. ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ – НОВАЯ ОБЛАСТЬ ФИЗИЧЕС- КОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	5
Калин Б. А. ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ – ОСОБОЕ НАПРАВЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	8
Глезер А.М. МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ АМОРФНЫЕ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА	10
Криштал М.М., Ясников И.С., Ивашин П.В., Полунин А.В., Пестряков А.Е., Макоткин М.С. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА НАНОРАЗМЕРНЫМ ДИ- ОКСИДОМ КРЕМНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОКСИД- НЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СИЛУМИНАХ	11
Линдеров М., Зигель К., Виноградов А., Вайднер А., Бирман Х. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ТРИП/ТВИП СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	14
Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «КРИСТАЛЛ – АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОР- МАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	16
Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Красницкий С.А., Романов А.Е. КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СФЕРИЧЕС- КИХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»	18
Гуткин М.Ю., Смирнов А.М. ПРЯМОУГОЛЬНЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТ- ВЕТСТВИЯ В РАДИАЛЬНО-НЕОДНОРОДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ ТИПА "ЯДРО–ОБОЛОЧКА"	20
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Сидоров С.А. ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	22
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕДУР ИЗМЕРЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЯ (ПО ГЕОМЕТРИИ ИЗЛОМА) ДЛЯ КЛАССИ- ФИКАЦИИ СТАЛЕЙ ПО ВЯЗКОСТИ	23
Соколовская Э.А., Кудря, А.В., Ле Хай Нинь, Сидорова Н.И. 3D-РЕКОНСТРУКЦИЯ РЕЛЬЕФА ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СРЕДСТВАМИ СТЕРЕ- ОФОТОМЕТРИИ ДЛЯ УГЛУБЛЕНИЯ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О МЕХАНИЗМЕ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ	24
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Хоменко В.И., Сударкин А.Я., Теренин А.Н.	26

РАЗРУШЕНИЕ НЕОДНОРОДНЫХ СТРУКТУР В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ (ПРИ КОНТАКТНОЙ СВАРКЕ)	
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Коротнева К.В. ВКЛАД ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В ПОЯВЛЕНИИ НЕОД- НОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	27
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Кушнарев А.Н., Кушнарев П.Н. МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУР В ЛИСТЕ ИЗ НИЗКОЛЕГИРО- ВАННЫХ СТАЛЕЙ И ИХ ИЗМЕРЕНИЕ	28
Ясников И.С. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ДЕМОНСТРАЦИЯ РАСКРЫТИЯ СЕКТОРА ВМЕСТО ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ.	29
Ясников И.С. ФОРМИРОВАНИЕ ИКОСОДОДЕКАЭДРИЧЕСКОЙ МОРФОЛОГИИ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ ИНГИБИРО- ВАНИИ РОСТА НИЗКОЭНЕРГЕТИЧНЫХ ГРАНЕЙ	31
Клевцов Г.В., Валиев Р.З. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ РКУП НА ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАЗЛИЧ- НЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	33
Клевцова Н.А., Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р. ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ КАК КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯ- ЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ОДНО- КРАТНЫХ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	35
Клевцова Н.А., Ильичев Л.Л., Фесенюк М.В., Кашапов М.И., Фролова О.А., Клевцов Г.В. ВРЕМЯ ДО ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ, НАНЕСЕННЫМ ПРИ ТЕМПЕРТУРЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	38
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Мерсон Е.Д., Линдеров М.Л., Пигалева И.Н., Хафизова Э.Д., Прудий Ю.А. СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК4-1	40
Ганеев А.В., Караваева М.В., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ВЫДЕЛЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 10 ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	42
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТА- ЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ	43
Смирнова М.А., Барахтин Б.К. ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Al-Mg-Sc СПЛАВА ПО ДАННЫМ ИЗМЕНЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ УПРОЧНЕНИЯ	45
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. ВИЗУАЛЬНЫЕ ОБРАЗЫ УЧЕБНОГО КУРСА МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ	47
Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Веселов И.Н.,Пышминцев И.Ю., Михайлова Н.А. ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ СОПРОВОЖДАЮЩИЕ ОПТИМАЛЬ- НУЮ ТЕРМИЧЕСКУЮ ОБРАБОТКУ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ	49
Михайлов С.Б., Цветкова К.Ю., Кудряшова О.В., Стариков А.Ф., Гервасьев М.А.,	51

Михайлова Н.А. ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ КРИВОЙ ТКЛР НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕ- НИЯ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ	
Аникеева Г.М., Смолин А.Ю. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕГО НАНОСТРУКТУРНОГО ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНОВОЙ ПОДЛОЖКЕ	52
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Грязнов М.Ю., Кузин В.Е., Мелехин Н.В., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СУБ- МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ И АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	54
Лопатин Ю.Г., Болдин М.С., Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н. ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ "SPARK PLASMA SINTERING" ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕР- НИСТЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ	55
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г. ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИС- ТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	56
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Благовещенский Ю.В., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Исаева Н.В., Лопатин Ю.Г., Москвичева А.В., Писклов А.В., Котков Д.Н. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА И ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ЕГО ОСНОВЕ С ВЫСО- КИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	57
Лясникова А.В., Таран В.М., Маркелова О.А., Дударева О.А., Гришина И.П. БИОЛОГИЧЕСКИ СОВМЕСТИМЫЕ ПОКРЫТИЯ С ПРОГНОЗИРУЕМОЙ СТРУКТУРОЙ	58
Мельникова И.П., Лясникова А.В., Лясников В.Н., Веселухина С.В. БИОКОМПОЗИТЫ С НАНОСТРУКТУРНЫМ БЕМИТОМ	60
Чиркунова Н.В., Воленко А.П., Чуркин В.К., Тюрьков М.Н. ПРИМЕНЕНИЕ МНОГОЭТАПНОЙ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОЛИ- РОВКИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ	61
Лясников В.Н., Телегин С.В., ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПО- ВЕРХНОСТИ ТИТАНА	63
Лясников В.Н., Мезенцов С.А. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ БИОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИСКРО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ	65
Никитин Д.С., Сивков А.А. ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ И ВОЗМОЖНОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОДУКТА	66
Федосеев С.Н., Лычагин А.В., Алферова Е.А. ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА МИСФИТ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	68
Мельников Е.В., Астафурова Е. Г., Тукеева М.С., Майер Г.Г., Кошовкина В.С. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Х18Н10Т ПРИ КОМБИНИРОВАНИИ ПРОКАТКИ С ОБРАТИМЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ВОДОРОДОМ	70

Кошовкина В.С., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	72
Морозов А.П. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОПАСНОМ СЕЧЕНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20 ПРИ ИСПЫТАНИИ НА УСТАЛОСТЬ	73
Тарасов С.Ю., Лычагин Д.В., Чумаевский А.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОНО- КРИСТАЛЛОВ МЕДИ ПРИ ТРЕНИИ	76
Горбунова Н.В., Ломаев Г.В Смирнова М.А., Созинов Д.С. ОЦЕНКА УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ КОНСТРУК- ЦИЯХ МАГНИТОШУМОВЫМ МЕТОДОМ	78
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Тюменцев А.Н. ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, ПОЛУЧЕННОГО ПУТЕМ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРА- ЩЕНИЙ	80
Дельгадо Рейна С.Ю., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Плохих А.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТ- НОЙ ПРОКАТКИ	81
Жариков Е.С., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Никитина А.А., Перлович Ю.А. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТ- НЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ	83
Лебедева Л.Ю., Григорьев Е.Г., Олевский Е.А. СТРУКТУРА ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ ВЫСО- КОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ	85
Нагорнов Ю.С., Кац А.В. УСЛОВИЯ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ЗАВИСИМОГО ПОТЕНЦИАЛА В МЕТОДЕ МОЛЕУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	86
Кац А.В., Нагорнов Ю.С. ФИЗИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ СПОСОБА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПО ДИНАМИКЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ФАКТОРА С ТЕМПЕРАТУРОЙ В МЕТОДЕ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	88
Кац А.В., Нагорнов Ю.С. РАСЧЕТ ТЕПЛОЕМКОСТЕЙ ДИОКСИДА УРАНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯР- НОЙ ДИНАМИКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРНО-ЗАВИСИМОГО ПО- ТЕНЦИАЛА	90
Гладковский С.В., Трунина Т.А., Коковихин Е.А., Каманцев И.С., Кутенева С.В., Бородин Е.А. ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИ- ЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	92
Грызунова Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ И ПРИРОДЫ ПОДЛОЖКИ НА МОРФОЛОГИЮ КРИСТАЛЛОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕС- КИМ СПОСОБОМ	94
Землякова Н.В. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕ- ВРАЩЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ И КРУПНОЗЕРНИСТОМ АЛЮ-	96

МИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421	
Землякова Н.В. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА И ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421	98
Баранов В.Г., Никитин С.Н., Тарасов Б.А., Шорников Д.П. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БЕРИЛЛИЕМ И КРЕМНИЕМ АЛЮМИНИЯ НА КИНЕТИКУ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С УРАН-МОЛИБДЕНОВЫМИ СПЛАВАМИ	100
Дешевых В.В., Кульков В.Г., Коротков Л.Н. ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ВОЛОКНИСТОМ НАНОКОМПОЗИТЕ	102
Кульков В.Г. Коротков Л.Н., Дешевых В.В. РЕЛАКСАЦИОННЫЙ ПИК ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ НА ПОРИСТЫХ ГРА- НИЦАХ ЗЕРЕН	103
Макаров А.С., Митрофанов Ю.П., Афонин Г.В., Хоник В.А. ПРИРОДА ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ НАГРЕВЕ ИС- ХОДНЫХ И РЕЛАКСИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Pd И Zr	104
Сахаров Н.В., Котков Д.Н., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SPARK PLASMA SINTERING	106
Протасова Е.О., Караваева М.В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 45	107
Жилин А.С., Грачев С.В., Михайлов С.Б., Филиппов М.А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ НА ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВЫХ УГЛЕРОДСОДЕР- ЖАЩИХ СУПЕРИНВАРНЫХ СПЛАВОВ	109
Дьяконов Г.С., Жеребцов С.В., Семенова И.П., Валиев Р.З., Салищев Г.А. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА	110
Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В. ОРГАНИЗАЦИЯ СДВИГА И НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В МОНО- КРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ	111
Муканова А.Ж., Каныгина О.Н. ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА В КРЕМНЕЗЕМИС- ТОЙ КЕРАМИКЕ ДЛЯ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ФИЛЬТРОВ.	113
Бобрук Е.В., Самохина О.Н., Назмиев А.И., Мурашкин М.Ю. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УМЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si, ОБРАБОТАННЫХ МЕТОДАМИ ИПД И ПО- СЛЕДУЮЩЕЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКОЙ	115
Шульгин Д.А., Бадретдинов М.Н., Шмидт С.В., Матухин В.Л. ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА ПРОЗРАЧНОГО ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО ОКСИДА CuAlO ₂	116
Абакаров А.Р., Васюков В.М., Ермаков А.А., Родаев В.В., Коренков В.В. СОЗДАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ ВОЛОКОН МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОСПИННИНГА	117
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Белых Н.В. ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИМЕСНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИ- ЧЕСКОЙ МЕДИ	118
Рыковский А.И., Жолнин А.Г.	119

ОДНООСНОЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЕ ПРЕССОВАНИЕ (МИП) ПОРОШ-КА а-Al ₂ O ₃	
Дорогин Л. М, Колесникова А. Л., Кинк И., Ясников И.С., Викарчук А.А., Романов А. Е. МОДЕЛЬ РОСТА НИТЕВИДНОГО КРИСТАЛЛА ИЗ ИКОСАЭДРИЧЕСКОЙ МАЛОЙ ЧАСТИЦЫ	121
Ильина А.М., Александрова Е.В., Григорьев Е.Г., Олевский Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОПУСКАНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА ПРИ СПАРК-ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ	123
Власов Н.М. НАРУШЕНИЕ КОНТАКТА В ОКРЕСТНОСТИ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ КОМПО- ЗИТА	125
Челяпина О.И. ТЕРМОПРОЧНОСТЬ ИЗДЕЛИЙ ПРИ КОМБИНАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	127
Радченко П.А., Балохонов Р.Р., Радченко А.В. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ HVOF, НА НДС СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУ- ЖЕНИИ	129
Гувалов А.А., Мамедова А.А. ВЛИЯНИЕ КАРБОНАТНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВА- НИЕ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	130
Косинов Д.А., Коновалов С.В., Баранникова С.А., Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛОСЧАТОЙ СТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКО- УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	132
Гришунин В.А., Коновалов С.В., Алсараева К.В., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ РЕЛЬ- СОВОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ	133
Сосков А.А., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д., Захаров П.В., Фефилова А.А., Мясникова В.И. ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТ- ВЕТСТВИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА МАССОПЕРЕНОСА В РАЗЛИЧ- НЫХ БИМЕТАЛЛАХ	134
Литвиненко Н.Г., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Алсараева К.В., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КИНЕТИКУ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ	136
Микрюков В.Р., Дябденков В.В., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Фефилова А.А. ЗАВИСИМОСТЬ ДИФФУЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ ОТ ВВЕДЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ	137
Морозов М.М., Маркова Т.Н., Клопотов А.А., Потекаев А.И., Громов В.Е., Коновалов С.В. АНАЛИЗ ТРОЙНЫХ ДИАГРАММ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Си–Pd	138
Сизов В.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Мясникова В.И., Алсараева К.В., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 20Х23Н18, ПОДВЕРГНУТОЙ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	139

Назаров В.В. КИНЕМАТИЧЕСКИЕ СООТНОШЕНИЯ ПЛОСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗДУВАЕМОГО ИЗНУТРИ ПОРИСТОГО ТОЛСТОСТЕННОГО ЦИЛИНДРА	140
Назаров В.В. МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СПЛОШНЫХ ЦИЛИНДРОВ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	142
Корячко М. В., Скворцов А.А. ТЕПЛОВАЯ ДЕГРАДАЦИЯ СИСТЕМ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ПОЛУПРОВОД- НИКОВЫХ ПРИБОРОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ	143
Багрец Д.А., Рубаник В.В. ОПТИМИЗАЦИЯ ВРЕМЕНИ ОСАЖДЕНИЯ ТіN ПОКРЫТИЙ НА ПОДЛОЖКИ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ЗУБОПРОТЕЗИРОВАНИЯ	145
Новиков В.Ю., Рубаник В.В. ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДНОСЕРЕБРЯНОЙ ПРОВОЛОКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	147
Порецкова А.С., Викарчук А.А. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ НАНОКАТАЛИЗАТОРЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ ВОЗДУХА И ГАЗОВЫХ ПРИМЕСЕЙ И УСТАНОВКА ДЛЯ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ	149
Абрамова А.Н., Викарчук А.А. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ В ТЕМ- ПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ	151
Соснин И.М. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКАТАЛИЗАТОРОВ.	152
Фаизов И.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Аксенов Д.А. ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИОННО - СТИМУЛИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ И ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РКУП НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Cr	155
Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. НЕМОНОТОННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКО- ЛЕГИРОВАННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИПД	156
Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Фаизов И.А. ВЛИЯНИЕ ИПДК НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРО- МОЦИРКОНИЕВЫХ БРОНЗАХ	157
Ващук Е.С., Кобзарева Т.Ю., Будовских Е.А., Райков С.В., Громов В.Е. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРО- МЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	158
Романов Д.А., Олесюк О.В., Будовских Е.А., Гагарин А.Ю., Громов В.Е. СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ ТіВ2–АІ И ТіС–Мо, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ	160
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	161
Титоров Д.Б. ЭЛЕКТРОННЫЙ КАРКАС МАТЕРИАЛОВ И СВОЙСТВА	163
Грызунов А.М., Полуянов В.А. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕР- ДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЛЕГИРОВАННЫХ И ВЫСОКОУГЛЕРО-	165

ДИСТЫХ СТАЛЕЙ	
Чернохаева Е.Ю., Викарчук А.А. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ	167
Тарасов Б.А.,Юрлова М.С., Шорников Д.П. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ ВЫСОКОДИС- ПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДА ТИТАНА	169
Волков А.Е., Черняева Е.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АКУС- ТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Д1	171
Александрова Е.В., Григорьев Е.Г., Олевский Е.А. МУЛЬТИМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СПАРК-ПЛАЗМЕН- НОГО СПЕКАНИЯ	173
Юрлова М.С., Григорьев Е.Г.,Сизоненко О.Н., Олевский Е.А. ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ ПЛАЗМЕННО-ИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ Fe-Ti -B ₄ C, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ	174
Дорогов М.В. СПОСОБЫ И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ МАТЕРИАЛА С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ НА ОСНОВЕ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	175
Ефимова Е.Д., Русаков Г.М. ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ С ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ЭНЕРГИЕЙ СМЕШЕНИЯ И ПОЛИМОРФИЗМОМ ОДНОГО ИЗ КОМПОНЕНТОВ	176
Шорников Д.П., Бурлакова М.А., Тарасов Б.А., Якуткина Т.В., Юрлова М.С. ПОЛУЧЕНИЕ И КОМПАКТИРОВАНИЕ МЕТОДАМИ ПЛАЗМЕННО-ИСКРО- ВОГО И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО КОМПАКТИРОВАНИЯ НАНОПОРОШ- КОВ НИТРИДА УРАНА	177
Именной указатель	180
Содержание	183