Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт» НАНУ
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН
Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАНУ
Харьковский Национальный Университет им. В.Н. Каразина

М А Т Е Р И А Л Ы
51-й Международной конференции
«Актуальные проблемы прочности»

16-20 мая 2011 г.
г. Харьков, Украина

Харьков
2011

УДК539.4

Редакционная коллегия:

В.И.Бетехтин, В.Н. Воеводин, В.И.Соколенко,
Е.В.Черняева, М.Б. Лазарева

Материалы 51-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». 16-20 мая 2011 года. Харьков, Украина. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2011. – 430 с.

Опубликованы тезисы докладов, представленных на 51-ю Международную конференцию «Актуальные проблемы прочности» специалистами в области прочности и пластичности. Рассмотрены современные проблемы физики прочности и пластичности; механики разрушения материалов и конструкций; взаимосвязи прочности со структурой перспективных наноструктурных, аморфных, керамических, композиционных и полимерных материалов; разработки научных основ и практических путей прогнозирования и повышения долговечности и надежности различных материалов и изделий; неразрушающего контроля и диагностики материалов.

Издание предназначено для специалистов, занимающихся вопросами физики прочности и пластичности и физического материаловедения различных материалов, а также для преподавателей, студентов и аспирантов, специализирующихся в области материаловедения.

Материалы печатаются с авторских оригиналов. Редакция приносит извинения за возможные неточности.

© Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт» (ННЦ ХФТИ), 2011

ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ: ОТ ВНУТРИАТОМНОГО - ДО МАКРОУРОВНЯ

Неклюдов И.М., Пархоменко А.А., Лаптев И.Н., Красильников В.В.*, Савотченко С.Е.*

Национальный научный центр « Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,Харьков, Украина,
parkhomenko@kipt.kharkov.ua
** Белгородский Госуниверситет РФ, г.Белгород, Россия*

Дан краткий обзор теоретических и экспериментальных работ в области физики радиационного охрупчивания металлов и сталей, выполненных за последние годы. Рассмотрено поведение облученного деформированного материала в трех областях: 1) области низкотемпературного радиационного охрупчивания – НТРО, (при температурах испытания до $0{,}35 \cdot T_{пл}$); 2) области высокотемпературного радиационного охрупчивания – (ВТРО), (при температурах испытания, больших $0{,}5 \cdot T_{пл}$); 3) в переходной между НТРО и ВТРО области, которая при низких дозах наблюдается, как температурный максимум пластичности, а при развитии распухания (дозы ≥10 сна) проявляется как еще один интервал охрупчивания – среднетемпературное радиационное охрупчивание (СТРО).

Показано, что в интервале температур НТРО на начальных этапах пластической деформации ($\varepsilon \leq 1..3$ %) в материалах, имеющих в исходном состоянии «гладкую» кривую растяжения, может иметь место сначала деформационное упрочнение, а затем деформационное разупрочнение, связанное с локализацией деформации в каналах, свободных от дефектов (эффект «дислокационного каналирования»). При высоких температурах испытаний ($\geq 0{,}5\ T_{пл.}$) с ранних этапов деформации наблюдается деформационное разупрочнение, связанное локализацией деформации по границам зерен, зернограничным проскальзыванием, стимулируемым наличием продуктов ядерных реакций, и развитием ротационных (поворотных) мод зерен, как целого.

Установлено, что в изученных материалах с различным типом кристаллической структуры радиационное охрупчивание не связано с изменением термоактивационных механизмов, контролирующих скорость пластической деформации, а определяется эволюцией дальнодействующих (длинноволновых) мод пластической деформации. При этом величины НТРО и ВТРО увеличиваются с ростом отношения σ_μ / σ^*, т. е. дальнодействующей атермической и близкодействующей термически-активированной компонентами напряжения течения. На этой основе предложена модель температурной зависимости предела текучести облученных материалов, как «фазового перехода» между двумя структурными уровнями деформации.

Установлено, что степень НТРО увеличивается с увеличением количества локализованных в металле электронов (которые могут участвовать в ковалентных связях). Таким образом, не только на макро-, мезо-, микро- уровнях, но и на внутриатомном уровне снижение пластичности облученного материала связано с протеканием процессов структурной локализации.

Для описания эффектов охрупчивания, порообразования и др., предложен общий подход – метод диаграмм мартенситних фазових превращений. Показано, что СТРО может быть объяснено в рамках этого подхода, как $\gamma \leftrightarrow \alpha$ фазовая нестабильность возникающая под действием гидростатических растягивающих напряжений с образованием вакансионного комплекса в виде поры или трещины.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МАССОПЕРЕНОСА МАТЕРИАЛОВ, СОЕДИНЯЕМЫХ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

Неклюдов И.М., Борц Б.В., Пархоменко А.А., Фирстов С.А.*, Даниленко Н.И.*

Национальный научный центр « Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, Харьков, Украина,
bortz@kipt.kharkov.ua
**Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина*

Целью работы было выяснение нано-структурных особенностей поверхности раздела биметалла Cu–Nb, компоненты которого практически нерастворимы между собой. Соединение в твердой фазе осуществлялось в общем пакете St.steel–Cu–Nb –Ti при температуре 950 ^{0}C на вакуумном прокатном стане ДУО–170 при скоростях прокатки 10^{-2}–10^{-1}с$^{-1}$. Электронная микроскопия высокого разрешения (микроскоп JEOL 200) и микроэлементный анализ были использованы для изучения процессов, проходящих на границе раздела биметаллов, соединенных высокотемпературной прокаткой.

Переходная зона медь-ниобий состоит из следующих областей:

1) Области перемешивания в объеме ниобия шириной до мкм, в которой процесс массопереноса имеет неравномерный периодический характер, и в которой обнаружено присутствие меди в концентрации нескольких процентов;

2) «физической» границы раздела (после сварки прокаткой) шириной порядка 10 нм, с градиентом концентрации меди и ниобия более процента на нанометр;

3) участков квазипериодического волнового «фронта» деформации кристаллической решетки (в местах наибольших неровностей поверхности раздела) шириной несколько десятков нм; длина волны и скорость «фронта» составляют, соответственно, 1.1 нм и 300–400 нм/с;

4) зоны динамической нано-, и микро-рекристаллизации по обеим сторонам физической границы с размерами от десятков до сотен нм;

5) зоны неравномерного периодического распределения ниобия в меди, с периодом порядка 150..200нм и глубиной около одного микрометра четко связаные с присутствием дислокаций.

Полученные результаты соответствуют точке зрения, что при данных скоростях прокатки в зоне контакта в целом реализуется, преимущественно, дислокационный механизм переноса. В тоже время в местах наибольшей концентрации напряжений реализуются процессы многократного скольжения, которые могут осуществлять массоперенос при более высоких скоростях за счет коллективных, волновых мод, связаных с мощными полосами сдвига.

Учитывая недавно полученные результаты [1], можно утверждать, что в условиях высокотемпературной прокатки вблизи границы раздела металлов существует иерархия диссипативных неустойчивостей с длинами волн от нескольких нанометров, до сотен микрометров. Это соответствует наиболее общему подходу к деформированному материалу, как открытой, неравновесной диссипативной системе, подчиняющейся общим законам синергетики.

1. И.М.Неклюдов, Б.В.Борц, В.И.Ткаченко *Физика и химия обработки материалов.* 2010 -№ 5,- с.96-102.

ДЕФОРМИРУЕМОЕ ТВЁРДОЕ ТЕЛО КАК МНОГОУРОВНЕВАЯ ИЕРАРХИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННАЯ СИСТЕМА

Панин В.Е.

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

1. Общепринятая парадигма в физике пластичности и прочности твёрдых тел является одноуровневой. Все закономерности пластического течения связываются с движением деформационных дефектов различного типа (дислокаций, дисклинаций, микрополос сдвига и др.) на микромасштабном уровне в рамках трансляционно-инвариантной кристаллической решётки. Первичным и ведущим механизмом пластического течения принято считать движение дислокаций. Изменение термодинамического состояния деформируемого кристалла не учитывается. Природа источников деформационных дефектов до сих пор не вскрыта (и не может быть вскрыта в рамках одноуровневого подхода).

2. Многоуровневый подход является качественно новой парадигмой в физике пластичности и прочности. Деформируемое твёрдое тело рассматривается как многоуровневая иерархически организованная система, в которой развиваются процессы локальных структурных превращений на нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. Движение дислокаций в трансляционно-инвариантной кристаллической решётке не является первичным и ведущим механизмом пластического течения.

3. Поверхностные слои и внутренние границы раздела являются важнейшими структурно-масштабными уровнями пластической деформации и разрушения, определяющими каналированные потоки локальных структурных превращений на наномасштабном уровне и связанные с ними нелинейные волны многоуровневой локализованной пластической деформации.

4. Генерация всех типов деформационных дефектов может быть описана только в рамках многоуровневого подхода как возникновение ингибитора на более низком масштабном уровне при распространении каналированных потоков локальных структурных превращений.

5. Дислокационная пластичность развивается на микромасштабном уровне в кристаллах с высокой термодинамической стабильностью и является одноуровневым диссипативным процессом. Для его корректного описания необходимо учитывать снижение термодинамической стабильности деформируемого твёрдого тела, что делает необходимым привлечение неравновесной термодинамики.

6. Разрушение развивается как структурно-фазовый процесс нарушения сплошности при самоорганизации двух макрополос локализованной пластической деформации по типу нелинейной фазовой волны.

7. Приводится анализ актуальных задач физики пластичности и прочности твёрдых тел в рамках новой парадигмы. Пластическая деформация и разрушение наноструктурных материалов не могут быть описаны на основе традиционной теории дислокаций.

ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Глезер А.М.

Институт металловедения и физики металлов
ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва
a.glezer@mail.ru

Как хорошо известно [1], естествознание рассматривает три масштабных уровня материального мира: МИКРОмир (масштаб отдельных атомов и молекул), МАКРОмир (масштаб человеческого восприятия мира: метр, килограмм, секунда) и МЕГАмир (астрономический масштаб). Существует прямая аналогия между описанными выше масштабными уровнями организации материи и уровнями пластической деформации. В самом деле, хорошо известен процесс МИКРОпластической деформации, наблюдающийся до достижения значения макроскопического предела текучести, и процесс МАКРОпластической деформации, реализующийся при напряжениях выше предела текучести [8]. Таким образом, продолжая отмеченную аналогию, следует называть очень большую пластическую деформацию МЕГАпластической деформацией (МПД), что отвечает общей логике развития любого материального явления.

С легкой руки пионеров в области изучения сверхвысоких пластических деформаций подобную пластическую деформацию, при которой значение истинной пластичности e имеет значения свыше 1 и может достигать значений 9–10, в отечественной литературе называют интенсивной пластической деформацией. Этот термин представляется нам неудачным, поскольку под интенсивными в природе понимаются процессы, идущие с высокой скоростью. Известно, что скорость «интенсивной» (мегапластической) деформации находится, как правило, в пределах 10^{-1} – 10^{1} сек$^{-1}$, то есть в области между статическими и динамическими скоростями деформации, соответствующими, например, обычной прокатке.

С единых позиций рассмотрены микропластическая, макропластическая и мегапластическая деформации как этапы единого процесса пластического формоизменения твердых тел. Показано, что в процессе МПД обязательно должны быть эффективно реализованы дополнительные каналы диссипации упругой энергии и что структурные изменения при МПД характеризуются определенной цикличностью. Граница существования МПД определена как граница действия одного из мощных каналов диссипации упругой энергии (динамическая рекристаллизация, дисклинационные перестройки, фазовые превращения (включая переход в аморфное состояние) и выделение скрытой теплоты деформационного происхождения). При обычных (макропластических) деформациях происходит накопление упругой энергии, и лишь на стадии МПД включаются мощные диссипативные процессы.

В случае аморфизации признаком перехода в область МПД может служить появление в структуре микрообластей аморфной фазы. Если действуют одновременно несколько вышеупомянутых каналов диссипации (относительно редкий случай), то граничное значение деформации соответствует появлению первому из них. Конкретный маршрут структурных перестроек при МПД определяется рядом факторов: температурой, величиной барьера Пайерлса дислокаций и их способностью к диффузионным перестройкам, разностью свободных энергий кристаллического и аморфного состояний. Подчеркнуто, что одним из способов реализации МПД является сверхпластичность.

ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА И СТЕПЕНИ ЕГО ДЕГРАДАЦИИ В ПРОЦЕССЕ НАРАБОТКИ

Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Ламашевский В.П.

Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,
г.Киев, Украина,
leb@ipp.kiev.ua

Известны методы контроля качества и определения основных свойств материала, не требующие нарушения целостности испытываемого тела. Среди них широкое распространение получил «метод твердости», который, несмотря на отдельные достоинства (доступность, простота и др.), обладает ограниченной информативностью и недостаточной точностью.

В Институте проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины разработан и внедрен новый, защищенный патентами, экспресс-метод оценки качества металла, в том числе, степени деградации в исходном состоянии и приобретенной в процессе эксплуатации конструкций – метод LM-твердости, в котором за параметр состояния металла принимают не его твердость, а степень рассеяния чисел твердости при массовых испытаниях при одинаковых режимах [1].

Метод LM-твердости физически обоснован, эффективность его практического применения подтверждена экспериментально в лабораторных и полевых условиях. В частности, он апробирован при оценке повреждаемости конструкционных материалов разных классов в процессе пластического деформирования, трубных сталей после наработки различной продолжительности в системах магистральных газопроводов, при оценке состояния металла реальных конструкций в условиях эксплуатации (стрелочные переводы железнодорожного транспорта, элементы оборудования атомной энергетики, металл различного рода сварных соединений).

Простота практической реализации метода, особенно его усовершенствованных вариантов [2, 3 и др.], свидетельствует о больших возможностях его дальнейшего совершенствования как в отношении развития алгоритмов статистической обработки результатов измерений, так и в создании новых эффективных средств технического обеспечения, а также в расширении области технического использования как простого неразрушающего способа оценки качества конструкционных материалов, диагностики степени их деградации в процессе наработки и в условиях естественного старения.

Метод позволяет проводить оценку поврежденности материала элементов конструкций под механической нагрузкой, отражая реальное состояние структуры в условиях эксплуатации изделия.

1. Патент № 52197А, 7 G01 N3/00, G 01 N3/40, Україна. Спосіб оцінки деградації матеріалу внаслідок накопичення пошкоджень в процесі напрацювання „LM - метод твердості / Лебедєв А.О., Музика М.Р., Волчек Н.Л // Промисловий вісник. Бюлетень № 1, 15.01.2003.
2. Патент № 4406, 7 G01 3/00, 3/40. 3/42, Україна. Спосіб оцінки деградації матеріалу / А.О.Лебедєв, М.Р.Музика // Промисловий вісник. Бюлетень № 2, 15.01.2005.
3. Патент № 52114 МПК (2009) G 01N 3/00, G 01N 3/40, Україна. Спосіб оцінки впливу схеми напруженого стану на значення твердості матеріалу/ А.О.Лебедєв, М.Р.Музика //. Промислова власність. Офіційний бюлетень № 15, 10.08.2010.

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДИКИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Мильман Ю.В.

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

Стандартные методы механических испытаний (растяжение, сжатие, изгиб) эффективны для металлических сплавов. Однако, большое количество новых современных материалов (керамика, квазикристаллические материалы и др.) разрушаются при таких испытаниях хрупко и эффективность этих испытаний для них очень низкая. Современные методики индентирования позволяют характеризовать основные механические характеристики хрупких материалов и изучать механизм их пластической деформации. В докладе дан обзор современных методик индентирования, причем основное внимание уделено методикам, которые были разработаны или развиты в трудах автора.

Определение скорости дислокаций в монокристаллах методом индентирования в интервале температур основано на применении полученного уравнения движения дислокаций в плоских нагромождениях и измерения длины дислокационных трасс вокруг отпечатка твердости [1]. Этот метод позволил показать возможность движения дислокаций вдоль поверхности кристалла по механизму одинарного (а не двойного) перегиба.

Измерение твердости в широком интервале температур и развитые представления о температурной зависимости предела текучести позволяют производить термоактивационный анализ механизма пластической деформации.

Разработанная методика характеристики пластичности материалов методами микро- и наноиндентирования позволяет оценивать пластичность материалов хрупких при стандартных механических испытаниях [2].

Разработанная методика построения кривых деформации методом индентирования пирамидальными инденторами с различными углами при вершине позволяет получать кривые деформации керамик, квазикристаллов и других хрупких материалов [3].

Показано, что методика индентирования может быть использована для изучения фазовых превращений под высоким давлением, в частности, впервые обнаружен фазовый переход при индентировании Si, Ge и InSb.

Разработана методика определения остаточных напряжений по анизотропии микротвердости при индентировании индентором Кнуппа.

В докладе рассмотрены также другие известные методики индентирования, например, для определения трещиностойкости материалов.

1. И.В.Гриднева, Ю.В.Мильман, В.И.Трефилов, С.И.Чугунова. Phys. Status solidi (a), v.54, 1979, p.195-206.
2. Yu.V.Milman. J. of Physcis D: Applied Physics, v.41, 2008, 074013 (9p.).
3. Б.А.Галанов, Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова, И.В.Гончарова. Сверхтвердые материалы, №3, 1999, с.25-38.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И МОДИФИКАЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ (ОБЗОР)

Волчок О.И., Неклюдов И.М., Соколенко В.И.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
Харьков, Украина,
vsokol@kipt.kharkov.ua

В обзоре представлены результаты исследований в ННЦ ХФТИ эффектов изменения физико-механических свойств и структурного состояния ряда сталей и сплавов, а также сварных соединений, обусловленных влиянием знакопеременными механических напряжениями, порождаемыми при магнитных и ультразвуковых воздействиях.

В первой части обзора проанализировано влияние предварительного ультразвукового воздействия (УЗВ) с амплитудами напряжений ниже пороговых значений на характер температурных зависимостей в интервале 77–600 К механических свойств и ударной вязкости, уровень микроискажений и дислокационную структуру ферритоперлитных сталей 15Х2МФА и 15Х2НМФА и сварных соединений. Наблюдаемые эффекты связываются с протеканием релаксационных процессов, включая разблокировку и аннигиляцию дислокаций в ферритной матрице, и снижением эффективности концентраторов напряжений на границах карбид-матрица. Показано, что сформированная при УЗВ структура обладает пониженной склонность к радиационному охрупчиванию при электронном (E = 225 МэВ, D = 1,6·1018 см$^{-2}$) и нейтронном ($E \geq$ 1,15 МэВ, D = 4·1020 см$^{-2}$) облучении. Для сплава Zr–2,5%Nb с нанометрическими структурами, сформированными в результате интенсивных пластических деформаций, выявлены эффекты релаксации и в виде структурной неустойчивости и динамического возврата в зависимости от амплитуды напряжений и продолжительности УЗВ.

Во второй части обзора представлены результаты исследований влияния переменного магнитного поля ($H \leq$ 1500 Э, f = 50 Гц) на структуру, механические, диссипативные и магнитные характеристики деформированных и облученных сталей (15Х2НМФА, Ст.30, Х12Н10Т) и сварных соединений. Ферромагнитное состояние материалов предопределяет, в случае приложения переменного магнитного поля, возникновение знакопеременных напряжений стрикционной природы и колебаний подвижных доменных границ, взаимодействующих с дефектной структурой. Определены режимы магнитной обработки, инициирующие релаксационные процессы и вызывающие изменения свойств материалов. Для облученной электронами и ионами хрома до доз 10^{-4}–1 сна стали 15Х2НМФА показано значительное снижение радиационного упрочнения. Для деформированных прокаткой и сжатием сталей и сварных соединений наблюдалось уменьшение на 20–30 К температуры вязко-хрупкого перехода, существенное снижение предела текучести и увеличение напряжения разрушения, уменьшение коэрцитивной силы и снижение уровня внутренних напряжений. Релаксационные механизмы структурных изменений в конструкционных материалах, активизируемые взаимодействием магнитной и решеточной подсистем при воздействии переменного магнитного поля, реализуются в каналах перераспределения и ухода на стоки точечных дефектов и их комплексов, маломасштабного перемещения разблокированных дислокаций, перераспределения их в дислокационных ансамблях и границах раздела с формированием более равновесных конфигураций.

РОЛЬ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ

Мешков Ю.Я., Котречко С.А.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
kotr@imp.kiev.ua

Базовые механические свойства – прочность и пластичность металлов и сплавов – играют ключевую роль в реализации их хрупкого состояния, когда разрушение происходит с минимальными затратами необратимой работы пластической деформации твердого тела. Поскольку идеальной хрупкости у металлов быть не может по определению, необходимо ввести меру «нехрупкости» (квазихрупкости) в это понятие для металлов. Особенность деформационного поведения металлов предложено рассматривать на основе понятия о механической стабильности металлов, где мерой служит коэффициент K_{ms}/σ_2 (R_{MC} – хрупкая прочность, σ_2 – текущая прочность при деформации 2%) [1]. Величина K_{ms} служит количественной мерой особого свойства металла – сопротивления хрупкому состоянию – изломостойкости. Рост прочности ($\sigma_{0,2}$ или σ_2), не сопровождаемый ростом хрупкой прочности (R_{MC}) ведет только к потере пластичности (ψ – относительное сужение при разрыве), т.е. к охрупчиванию сплава из-за потери механической стабильности (K_{ms}). Рост прочности (σ_2), сопровождаемый опережающим ростом хрупкой прочности (R_{MC}) сохраняет резерв механической стабильности и тем самым дает проявиться определенной пластичности сплава (ψ). Используя показатель K_{ms}, становится возможным не только количественно прогнозировать потенциальную пластичность сплава с данной прочностью, но и путем инженерного расчета определять условия хрупко-пластического перехода (ХПП), в том числе и температуру хладноломкости стали T_c при известных параметрах напряженно-деформированного состояния (МДС) испытуемого образца, например, в испытаниях по Шарпи [2]. Полезным следствием концепции механической стабильности для материаловедения является возможность определения наиболее рационального варианта поиска и выбора оптимальной технологии упрочнения сплава на основе первоочередного требования необходимой величины K_{ms}. При заданной прочности (σ_2) это сразу конкретизирует вариант технологии, обеспечивающий необходимую и достаточную величину хрупкой прочности (R_{MC}). Тем самым удается осуществить кратчайший поисковый путь от технологии упрочнения к оптимальному комплексу механических характеристик сплава, минуя промежуточные этапы исследований. Таким образом, практические (инженерные) средства преодоления хрупкости сплавов должны основываться не на оптимизации свойств прочности и пластичности, а на рациональном гармоническом сочетании двух показателей свойств – прочности (σ_2) и хрупкой прочности (R_{MC}), обеспечивающих требуемую безопасную меру механической стабильности (K_{ms}).

1. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Концепция механической стабильности конструкционных сталей. // Проблемы прочности. - 2009, № 2. - с. 55 - 78.
2. Мешков Ю.Я. Связь между пластичностью и хладноломкостью конструкционных сталей. Харьков: ННЦ ХФТИ. Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (часть I). Сб. докладов IX-й Международной конференции «ОТТОМ-9». 2008. - с. 276 - 281.

ФИЗИКА И МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА В СИЛЬНО НЕОДНОРОДНЫХ СИЛОВЫХ ПОЛЯХ, СОЗДАВАЕМЫХ КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ

Котречко С.А., Мешков Ю.Я.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
kotr@imp.kiev.ua

Как известно, в подавляющем большинстве случаев хрупкое разрушение элементов конструкций инициируется в окрестности различного рода концентраторов напряжений (трещиноподобные дефекты, конструктивные концентраторы, макродефекты технологического и металлургического происхождения и т.п.). В связи с этим, в последнее время получили развитие Локальный подход (ЛП) к разрушению, который ставит своей целью прогнозирование глобального разрушения элемента конструкции исходя из анализа инициирования хрупкого разрушения металла в локальной области «process zone» (PZ) в вершине макротрещины.

К сожалению, общепринятая версия ЛП и ее модификации основываются на феноменологическом описании процесса инициирования разрушения в PZ. Для этого используется распределение Вейбулла, параметры которого рассматриваются как константы материала.

Цель доклада заключается в изложении физических аспектов ключевых проблем ЛП с позиции разработанной авторами многоуровневой версии ЛП. Принципиальное отличие предложенной версии ЛП заключается в отказе от феноменологического подхода к формулировке локального критерия разрушения, который является ключевым звеном ЛП. В многоуровневой версии ЛП вероятность инициирования разрушения определяется исходя из анализа процессов образования и потери устойчивости ЗТ на субмикро- микро- и макроуровнях.

В докладе рассматриваются следующие вопросы:

1. Микроскопическое описание процесса генерирования ЗТ в поликристаллическом металле и факторы определяющие интенсивность генерирования ρ зародышевых трещин в единице объема металла. Зависимость ρ от величины предела текучести металла и величины локальной деформации.
2. Факторы, определяющие температурную и скоростную зависимость вязкости разрушения K_{IC} конструкционных сталей.
3. Масштабный эффект при разрушении образцов с макротрещиной.
4. Пороговое напряжение разрушения σ_{th}. Факторы, определяющие его величину, и методика экспериментального определения.
5. Кинетика роста трещины в поликристаллическом агрегате. Статистическая модель роста трещины на субмикро- микро- и мезоуровнях.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ПЛОТНОСТЬ И ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОЛУЧЕННОГО ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВИНТОВОЙ И ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ

Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г., Голосов Е.В., Нарыкова М.В.

[1]*НОЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ, Белгород*
[2] *УРАН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург*
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Для создания субмикрокристаллической структуры с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) в работе был использован метод винтовой прокатки в сочетании с продольной прокаткой при использовании различных режимов деформации (традиционных способов механо-термической обработки в оптимальных температурно-скоростных режимах). Оптимальными (в плане получения нужных структурно-механических характеристик) оказались два из изученных трех режимов. Они включали различную по деформации радиально-сдвиговую и продольную прокатку при 400ºС, поперечно-винтовую при 18 ºС и заключительный отжиг при 350 ºС.

Структурные исследования с оценкой размера зерен проводились с помощью растровой электронной микроскопии. Акустические измерения резонансным методом составного вибратора позволяли определить модуль Юнга E, амплитудно-независимый декремент δ и условный предел микропластического течения σ_s. Модернизированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности определяли размеры и объемную долю ($\Delta\rho/\rho$) нанопор.

Установлено, что титан, деформированный по режиму 1, имеет средний размер зерен 0,3 мкм, хотя встречаются и более крупные зерна ≈ 0,7 мкм; плотность ρ = 4,508±0,005 г/см^3 и однородна по всему объему металла. При деформации по режиму 2 средний размер зерен 0,2 мкм, плотность ρ = 4,548±0,001 г/см^3; структура и плотность однородны по всему объему. Значения прочности, пластичности, разуплотнения, величины E, δ, σ_s для титана, деформированного по двум оптимальным и одному критическому режиму, и приведены в таблице.

Состояние	Относительное разуплотнение, $\Delta\rho/\rho$	Предел прочности, MPa	Удлинение до разрыва, %	E, GPa	$\delta\cdot10^{-5}$	σ_s, MPa
Исходное	-	460	34	108.036	39	26
Режим 1	$9\cdot10^{-3}$	910	13	105.601	225	16
Режим 2	$6\cdot10^{-4}$	930	16	107.78	416	12
Кр. режим	$\sim10^{-1} – 10^{-2}$	650	10	~105.1	210	~16

Полученные экспериментальные данные и их анализ показал, что при оптимальном режиме винтовой прокатки возможно получение однородной, термостабильной субмикроструктуры с высокими характеристиками прочности и упруго-пластических свойств.

Работы выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 09-02-00596-а.

НОВЫЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Руденко А.Г., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Савченко В.И.

Национальный Научный Центр «Харьковский Физико-технический Институт», г. Харьков, Украина
rudenko@kipt.kharkov.ua

К ТВЭЛам атомных реакторов предъявляются высокие требования по надежности, связанные с необходимостью обеспечения ядерной безопасности. Условия работы оболочки весьма сложны: высокая температура, циклические и динамические нагрузки, агрессивная среда, нейтронный поток и т.д. Для обоснования работоспособности твэла необходимо проведение прочностного расчета оболочки на различных характерных этапах работы. Исходя из конструкции, оболочки подвергаются максимальным напряжениям в поперечном направлении. Следовательно, необходимо знать свойства оболочки в этом направлении.

Для определения механических характеристик оболочек в поперечном направлении существуют несколько методик: от обычного метода, когда испытываются простые кольцевые образцы, вырезанные из оболочки до проведения испытаний, когда труба испытывается на разрыв внутренним давлением.

В данной работе проанализированы основные методы испытаний образцов из циркониевого сплава в поперечном направлении. На основании проведеного анализа сделан вывод о необходимости создания единого подхода по проведению испытаний оболочек.

Цель работы заключается в разработке и оптимизации метода измерения, который позволит проводить исследования механических свойств оболочек, включая облученные образцы.

Основные результаты, проведенные в данной работе, позволяют сделать следующие выводы:

Разработан метод статических испытаний на растяжение в тангенциальном направлении кольцевых образцов, который позволяет проводить испытания в координатах P–ΔL, аналогично ГОСТ 1497-84.

Данный метод может непосредственно применяться:

- для анализа оболочек ТВЭЛов из сплава Zr–1%Nb;
- для анализа оболочек ТВЭЛов применяемых в реакторах на быстрых нейтронах;
- для анализа тонкостенных труб с внутренним диаметром менее 100 мм;
- позволяет проводить исследования до 350 С.

Изучено деформационное упрочнение сплавов Zr–1%Nb и Э110 при комнатной температуре испытания. Показано, что образцы из сплава Zr–1%Nb упрочняются быстрее, чем из сплава Э110. Результаты эксперимента хорошо согласуются с ранее опубликованными данными.

Проведенный анализ может представлять интерес для контролирующих и регулирующих органов с точки зрения безопасной эксплуатации оборудования, металл которых подвержен облучению высокоэнергетическими частицами.

ПРОСТРАНСТВЕННОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДИ ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина
v.tkachenko@mail.ru

В последнее время большое внимание уделяется вопросам получения и изучения материалов с нанокристаллической (НК) и субмикрокристаллической (СМК) структурой. Благодаря структурным особенностям эти материалы обладают уникальными физическими и механическими свойствами. Среди способов достижения НК и СМК состояния особое место занимают методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющие получать объемные материалы с малым размером зерен. Одним из методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ).

К настоящему времени накоплен значительный теоретический и экспериментальный опыт, связанный с исследованием структуры и свойств металлов после ВЭ [1]. Проведены расчетные оценки [2–4] по определению значения степени деформации, накопленной при ВЭ. Показано, что за один цикл экструзии, минимальное значение деформации накапливается в центре сечения образцов, а максимальное значение в наиболее отдаленных от центра участках. Однако остаются малоизученными вопросы, связанные с исследованием формирования структуры и свойств меди в разных участках образца, деформированного ВЭ, и влияния увеличения циклов экструзии на однородность распределения накопленной деформации, структуры и свойств меди.

В данной работе показано, что неоднородное распределение деформации по сечению, перпендикулярному оси ВЭ, при начальных степенях деформации приводит к неравномерному распределению структуры и свойств меди. Увеличение степени деформации при винтовой экструзии способствует повышению однородности структуры и свойств меди.

Показана возможность протекания при ВЭ релаксационных процессов путем динамической рекристаллизации, в результате чего значение структурных характеристик и механических свойств меди в средних и поверхностных участках остается на постоянном уровне. При этом в центре образцов происходит постепенное измельчение зерен и увеличение значений микротвердости.

1. Пашинская Е.Г. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации.– Донецк: изд-во «Вебер», 2009.– 352 с.
2. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации.– Донецк: ТЕАН, 2003.– 87 с.
3. Beygelzimer Y., Reshetov A., Synkov S., Prokof'eva O., Kulagin R. Kinematics of metal flow during twist extrusion investigated with a new experimental method // Journal of materials processing technology, 2009, v.209, pp. 3650–3656.
4. Akbari Mousavi S.A.A., Shahab A.R., Mastoori M. Three-dimensional numerical analysis of twist extrusion process for annealed copper // Phys. Technol. High Press., 2007, v.17 (1), pp. 18–23.

ТЕРМООБРАБОТКА ПОД ДАВЛЕНИЕМ КАК МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И., Прохоров Д.В.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия, korzhov@issp.ac.ru

Технология многократной прокатки многослойных пакетов [1] использовалась для получения композитных материалов Cu/Fe, Cu/Nb, Cu/Nb/NbTi, Cu/Nb/NbZr, функциональные свойства которых реализовывались непосредственно после прокатки. Но ещё больший ряд материалов, например, такие как сверхпроводящие соединения Nb_3Al [2] и Nb_3Sn, требовали после получения соответствующих многослойных композитов для реализации себя и своих свойств дополнительной термической обработки. Технология получения сверхпроводящих лент из Nb_3Sn в третьем цикле перед прокаткой пакета в вакууме была дополнена операцией диффузионной сварки пакета (Cu/Nb)Cu12Sn под давлением, чем достигалась неразрывность и почти идеальная ламинарность многослойной структуры прослоек Cu/Nb с наноразмерными Cu- и Nb-слоями [3].

Диффузионная сварка под давлением дала начало способу получения таких многослойных композитных материалов, для которых не требовалось продолжения в виде деформации прокаткой. Эти материалы могут быть плоскими и достаточно большой толщины, но вместе с тем, состоять из множества слоёв с микро- и наноразмерной толщиной. Более того слои из разнородных металлов способны образовывать между собой при соответствующей термообработке сплавы и химические соединения. В данной работе возможности термообработки (ТО) под давлением продемонстрированы на примере композитов, состоящих из Ti- и Al-слоёв микронных толщин (рис. 1 и 2).

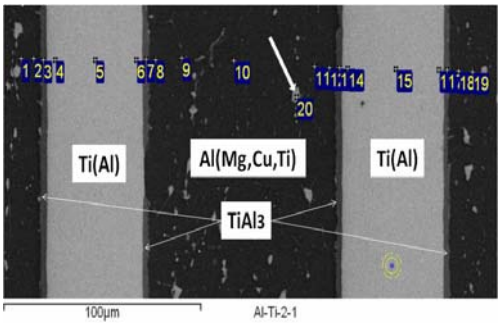


Рис. 1. Композит Al/Ti: алюминий, «армированный» слоями тв. р-ра Al в Ti, содержит 15 Al-(0,1 мм) и 14 Ti-фольг (50 мкм) после ТО при 550°С в течение 5 ч под давл. ~19 МПа. t(Ti):t(Al) = 0,5

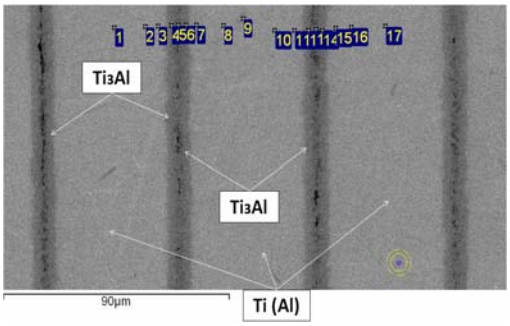


Рис. 2. Композит Ti/Al: Ti(Al), «армированный» слоями интермет. Ti_3Al, содержит 24 Ti-(50 мкм) и 23 Al-фольги (20 мкм) после ТО (550°С, 4 ч + 850°С, 1 ч под давл. ~19 МПа. t(Ti):t(Al) = 2,5

Второй пример использования ТО под давлением – это спекание порошковых смесей. Таким способом получены сплавы системы Nb–Si и Nb–Al. В отношение последнего задача оказалась достаточно нетривиальной.

1. Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Г., Медведь Н.В., Ходос И.И., Абросимова Г.Е. // Материаловедение, 2004, №1, с. 48-53.
2. Бубнов И.В., Копылов А.Д., Коржов В.П., Коржова Г.М., Марченко В.А. // Металлофизика, 1981, т. 3, №1, с. 52-56.
3. [3] Коржов В.П., Карпов М.И., Зверев В.Н. // Сверхпроводящие свойства многослойной ленты из Nb_3Sn, полученной методом прокатки. Физика и химия обработки материалов. В печати.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Андриевский Р.А.

Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия
ara@icp.ac.ru

В последнее время в создании новых материалов все большее распространение получает наноструктурный подход, основанный на использовании преимуществ наноструктуры и характеризующейся тем, что размер основных структурных составляющих (зерен, фазовых включений, слоев, пор и т.д.) находится в интервале от 1–2 нм до ~ 100 нм. Особенности наноструктуры (малый размер зерен и включений, обилие поверхностей раздела, возможное наличие неравновесных фаз, сегрегаций и остаточных напряжений) определяют высокий уровень физико-механических и физико-химических свойств наноматериалов. Особенности наноструктуры определяют и то обстоятельство, что практически все наноматериалы по своей природе не равновесны, заставляет с особым вниманием относится к проблеме их стабильности. Из общих соображений очевидно, что термические, деформационные и радиационные воздействия, приводя к рекристаллизации, гомогенизации, релаксации и др. явлениям, могут сопровождаться большей или меньшей эволюцией наноструктуры (а иногда и её аннигиляцией) и снижением уровня полезных для практики свойств.

Особый интерес вызывает проблема радиационной стабильности наноматериалов. Сведения о природе радиационных процессов в нанообъектах, по сравнению с информацией для обычных крупнокристаллических материалах, пока ограничены и свойства радиационных дефектов в наноматериалах лишь начинают изучаться [1, 2]. Можно отметить по крайней мере три варианта влияния облучения: 1 – радиационные дефекты будут способствовать аннигиляции наноструктуры и её превращению в аморфное состояние; 2 – наличие значительного количества поверхностей раздела (типа границ зерен и тройных стыков), могущих функционировать как стоки для удаления радиационных дефектов, приведет к повышению стабильности наноматериалов по сравнению с таковой для обычных крупнозернистых материалов; 3 – облучение может приводить к рекристаллизационным процессам, что будет накладывать свой отпечаток на описанные выше первый и второй варианты развития событий. В докладе подробно проанализированы три отмеченных варианта применительно к влиянию облучения на ускорителях высокоэнергетическими ионами, а также в условиях воздействия нейтронами в реакторных экспериментах. Описаны также результаты микроскопических подходов и моделирования методами молекулярной динамики. Обращено внимание на проявление аномального роста зерен, который нивелирует возможные преимущества наноматериалов как радиационностойких объектов.

1. Wurster S., Pippan R. Scr. Mater. **60**, 1083-1087 (2009).
2. Андриевский Р.А. ФММ **110**, 243-254 (2010).

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А.

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

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

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

Основное изменение механизмов деформации с увеличением среднего размера зерна заключается в переходе от зернограничных эффектов, связанных с перемещением свободного и стесненного объемов, зернограничной диффузии и зернограничного скольжения к дислокационному скольжению в теле зерен с постепенно увеличивающимся вектором Бюргерса от частичных дислокаций к полным. Иными словами, при высокой плотности границ зерен основная деформация протекает по ним, а при меньшей плотности – по телу зерен.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН, КОНЦЕНТРАЦИИ ТВЁРДОГО РАСТВОРА И ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ МЕДНЫХ СПЛАВОВ НА ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ

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

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

Первые измерения плотности дислокаций в деформированных материалах были выполнены довольно давно. Теперь измеряется не только средняя скалярная плотность дислокаций, но и некоторые другие параметры дислокационной структуры. Закономерности накопления дислокаций в чистых металлах были обобщены в ряде обзорных работ. Накопление дислокаций в твердых растворах имеет свои отличия по сравнению с чистыми металлами. Сведений о накоплении дислокаций в твердых растворах пока еще мало, и они не имеют систематического характера. Настоящая работа посвящена исследованию и описанию закономерностей накопления дислокаций при деформации поликристаллов однофазных твердых растворов Cu–Mn с различным твердорастворным упрочнением. Исследование механических свойств и дислокационной структуры твердых растворов системы медь-марганец представляет интерес по нескольким причинам: во-первых, твердые растворы системы Cu–Mn достаточно однородны, во-вторых, с ростом концентрации марганца растут параметр кристаллической решетки и величина твердорастворного упрочнения, в-третьих, содержание марганца слабо влияет на энергию дефекта упаковки (ЭДУ). Поэтому можно изучить влияние размера зерен и температуры деформации на накопление дислокаций.

Для исследования были выбраны поликристаллические сплавы – твердые растворы медь-марганец с содержанием Mn 0.4–25.0 ат.%. Определялись механические свойства сплавов, деформированных растяжением в интервале температур 20–400°C, и изучалась их дислокационная структура. Исследования дислокационной структуры проводили методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии после деформации 0…60 %. Выделена роль различных компонент плотности дислокаций: средней скалярной плотности дислокаций, избыточной плотности дислокаций, плотности геометрически необходимых дислокаций. Выявлена важная роль величины твердорастворного упрочнения в закономерностях накопления дислокаций. Установлено, что изменение концентрации марганца практически линейным образом изменяет $\rho^{1/2}$, где ρ – средняя скалярная плотность дислокаций. Увеличение температуры испытания (T) снижает плотность дислокаций. Чаще всего $\rho = f(T)$ имеет линейный вид.

Особое внимание уделено влиянию размера зерен d на накопление дислокаций. При всех температурах испытания с уменьшением размера зерна плотность дислокаций увеличивается. В интервале размера зерен $d = 20…100$ мкм зависимость $\rho = f(d)$ близка к линейной. Однако в более широком интервале размера зерен это правило не выполняется. Величина твердорастворного упрочнения и плотность дислокаций определяют типы формирующихся субструктур. Соотношение $\sigma = m\alpha\mu b\rho^{\frac{1}{2}}$ (m – ориентационный множитель, α – коэффициент междислокационного взаимодействия, μ – модуль сдвига) выполняется при всех концентрациях твердого раствора. Параметр междислокационного взаимодействия α практически остается постоянным во всем исследованном интервале концентраций твердого раствора Cu–Mn.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Гольцов В.А.

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

Физика металлов и классическое металловедение исторически сформировались, прежде всего, на знаниях о системе железо–углерод. За последние десятилетия сформировалось новое направление физики металлов и материаловедения, называемое ныне обобщенно «Водородная обработка материалов» (ВОМ, см. [1] и сноски в этой монографии). ВОМ позволяет, воздействуя водородом, упрочнять, улучшать структуру и свойства металлических и интерметаллических материалов (Pd, Ti, Nb, Zr и сплавы на их основе; интерметаллиды типа $Nd_2Fe_{14}B$ и др.). Физический базис этой новой области науки основан на знаниях о системах металл–водород и, прежде всего, на знаниях о классической системе палладий–водород [1–4].

Принципиально важно, что системы металл–углерод и системы металл–водород, с точки зрения восприимчивости и чувствительности к внешним воздействиям, ведут себя принципиально различным образом. Это обусловлено тем, что диффузионная подвижность водорода в кристаллической решетке на много порядков величины больше таковой для углерода (до $10^{12–14}$ раз при низких температурах). Поэтому водород можно «ввести» в материал и «вывести» из материала вплоть до температур ниже комнатной. При этом любые перестройки водородной подсистемы в Ме–Н-сплавах осуществляются диффузионным механизмом. В то же время, все сопутствующие и взаимосвязанные перестройки металлической подсистемы при относительно низких температурах осуществляются только бездиффузионными, кооперативными механизмами: упругими и/или сдвиговыми, мартенситоподобными механизмами.

Таким образом, обобщая, можно утверждать, что системы металл–водород по своей природе являются уникальными диффузионно-кооперативными системами. В презентации всё сказанное выше будет проанализировано и проиллюстрировано на примере системы палладий–водород с показом фазово-структурных превращений в этой системе ‘in situ’ при водородной обработке.

В презентации будет дан анализ мирового развития водородной энергетики (водородной экономики) и сформулированы актуальные материаловедческие задачи водородной энергетики.

1. Progress in Hydrogen Treatment of Materials / [editor V.A. Goltsov]. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya Ltd., 2001. – 543 p.
2. Водородная экономика и водородная обработка материалов: труды Пятой международной конференции “ВОМ-2007”, Донецк, 21–25 мая 2007 г. / [гл. ред. В.А. Гольцов]. – Донецк: ДонНТУ, ДонИФЦ ИАУ, 2007. – 952 с.
3. Hydrogen Economy and Hydrogen Treatment of Materials (HTM–Conferences, Donetsk, Ukraine) / [Guest Editor: Professor V.A. Goltsov]. Int. J. Nucl. Hydrogen Prod. Appl. – 2008. – Vol. 1, No. 4.
4. Hydrogen Economy and Hydrogen Treatment of Materials (HTM–Conferences, Donetsk, Ukraine) / [Guest Editor: Professor V.A. Goltsov]. Int. J. Nucl. Hydrogen Prod. Appl.– 2009. – Vol. 2, No. 1.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННО-ДИНАМИЧЕСКОЙ ДИФФУЗИИ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Клявин О.В.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
klyavin@mail.ioffe.ru

Представляется обзор работ, связанных с изучением нового явления в физике и механохимии твердого тела- явления дислокационо-динамической диффузии (ДДД) (1-4). Оно имеет атермическую природу и обусловлено динамическим проникновением частиц (атомов или молекул) внешней среды в кристаллические материалы по зарождающимся и движущимся в них дефектам (например, дислокациям). Излагаются основные закономерности явления ДДД, полученные на металлах и сплавах с различным типом кристаллической решетки (гцк, гпу, о.ц.к.) и исходной дефектной структурой (моно-,поли- и нано-) и аморфных пленках, деформированных в модельной среде жидкого гелия. Получены и проанализированы кривые выделения атомов гелия из деформированных образцов в области температур T = 300–1300 К и измерено количество гелия в них в зависимости от степени пластической деформации. Обнаружены различные типы ловушек гелия в различных материалах в зависимости от характера их дефектной структуры и типа движущихся дефектов (дислокации, двойники, межзеренное скольжение). Впервые получены экспериментальные данные по механо-динамическому проникновению молекул азота при деформации поликристаллического железа в среде жидкого азота, концентрация которого (10^{17} ат/см^2) на несколько порядков превосходит концентрацию гелия в этом металле при деформации его в жидком гелии. Приводятся теоретические атомные модели захвата и переноса атома гелия и углерода перегибами на дислокациях и вычислены энергетические параметры этого процесса. Приводятся экспериментальные данные по диспергированию кристаллических порошковых материалов в газовых средах воздуха, азота и гелия (5). Они впервые позволили найти на основе механизма ДДД тип газовой среды, дающей максимальную интенсивность этого процесса и обеспечивающей наноразмерность частиц порошков при резком уменьшении времени и энергетических затрат на их изготовление на примере шаровой мельницы.

Полученные данные позволяют сделать вывод о высокой интенсивности использования найденной среды для упрочнения поверхностных слоев кристаллических матриц, получения нанопорошковых материалов различного назначения, высокопрочных пленок и композитов и создания энергосберегающей технологии дробления промышленного сырья.

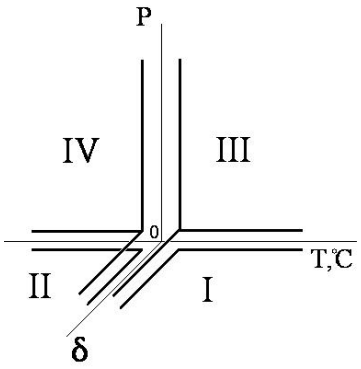
1. Клявин О.В.// ФТТ, т.35,№3, с. 513 (обзор).
2. Клявин О.В., Николаев В.И., Смирнов Б.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В., // ФТТ, 2008, т. 50, № 5, с. 794.
3. Клявин О.В., Николаев В.И., Смирнов Б.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. // ФТТ, 2009, т.51, №3, с. 473.
4. Клявин О.В., Николаев В,И., Поздняков О.Ф.,Смирнов Б.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. // Изв. РАН, сер.физ.2009, т. 73, №10, с. 1480.
5. Клявин О.В., Дринберг А.С., Ицко Э.Ф., Чернов Ю.М. // Журн. Лакокрасочная промышленность // 2009, № 12, с. 14.

БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ (ИТОГИ И ПЕРСПЕКТИВЫ)

Хаймович П.А.

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

Характер и уровень воздействия пластического деформирования на физико-механические свойства металлов зависят не только от степени деформирования, но и от условий, в которых оно проводится. Эти условия достаточно многообразны: на деформируемый металл накладывают ультразвук и магнитное поле, пропускают через него электрический ток и подвергают различного вида облучению. Но важнейшими являются температура, при которой производится деформирование, и уровень сил всестороннего сжатия (или факт их отсутствия).



«Мир деформации»

I – прокатка, волочение и т.п. при комнатной и повышенных температурах;
II – прокатка, волочение и т.п. при криогенных температурах;
III – деформирование металла, находящегося в условиях всестороннего сжатия, например, гидроэкструзия, при комн. и повышенных температурах;
IV – БКД – деформирование металла, находящегося в условиях всестороннего сжатия при криогенных температурах.

Исторически, зона I (см. рис.) эксплуатируется уже не одно тысячелетие, вторую и третью начали обживать в начале 20-го века, а в четвертую вошли менее сорока лет назад. Деформирование в условиях глубокого охлаждения (область II) позволило достигать повышенную дисперсность структуры и высокое упрочнение (правда, при снижении пластичности металла вплоть до охрупчивания), всестороннее сжатие при деформировании (область III) позволило подвергать пластической деформации низкопластичные металлы при существенном их упрочнении, ограничиваемым, правда, уровнем температуры, ниже которой известные методы такой обработки были нереализуемы.

Освоение области IV началось с осуществления низкотемпературной квазигидроэкструзии, которую несколько лет назад чаще стали называть барокриодеформированием (БКД), чтобы подчеркнуть особенность условий – наличие сил всестороннего сжатия при криогенной температуре деформирования. В настоящее время уже осуществляют кручение под давлением, осадку в обоймах при криогенных температурах, где материал тоже оказывается в условиях квазигидростатического сжатия, что позволяет и эти методы рассматривать как БКД.

Исследования свойств широкого круга металлов и сплавов, подвергнутых БКД (квазигидроэкструзией), показали, что не только уровень дисперсности структуры и упрочнение этих объектов может подниматься до пределов, не достигаемых при других видах обработки. Специфика условий деформирования приводит к таким неожиданным результатам, как повышение в ряде случаев термоустойчивости упрочнения при понижении температуры деформирования, отсутствие склонности к хрупкому разрушению после больших деформаций в криогенных условиях.

Накопленная информация говорит, что БКД (квазигидроэкструзией) позволяет получить заданные высокие физико-механические свойства в объектах таких размеров, которые могут представить технологический интерес. Продолжение работ направлено на разработку методов и устройств, позволяющих это осуществить.

ИЗМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zr–1%Nb В РЕЗУЛЬТАТЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Метолиди Э.Н., Соколенко В.И., Хаймович П.А.

В докладе приведены результаты исследования методом ИК-спектроскопии спектров отражения в диапазоне длин волн λ =3…15 мкм сплава Zr-1%Nb в сочетании с изучением механических свойств после различных режимов интенсивной пластической деформации при низких температурах и последующего отжига деформированных образцов.

Особый интерес представляет способ барокриодеформирования (БКД), при котором объект находится при криогенной температуре в условиях всестороннего давления, т.е. в условиях, приближающихся к гидростатическому сжатию при высоких уровнях всестороннего давления, тогда как при известных методах деформирования, таких как, например, прокатка, в эпюре напряжений имеет место выраженное преобладание одногоосного распределения сил.

Результаты исследований спектров отражения –$R(\lambda)$- свидетельствуют о существенном уменьшении величины R, во всем исследованном диапазоне спектра, после всех исследуемых режимов низкотемпературного деформирования. Установлено, что с ростом степени деформации при БКД от 19% до 70% величина $\Delta R = R_{исх} – R_{деф}$ увеличивается. Для образцов, деформированных прокаткой при 77 К на 70%, характерно более слабое изменение отражательной способности. Отжиг деформированных образцов сопровождается полным возвратом спектров отражения во всех случаях деформирования, кроме БКД на 70%.

В таблице приведены значения изменения ΔR для фиксированной длины волны λ = 4 мкм для образцов сплава Zr–1%Nb после БКД и прокатки, и после отжига при T = 600°С деформированных образцов.

Состояние образцов	ΔR, %	Состоянние образцов	ΔR, %
Исходное	-	Исходное	-
БКД на 70% при 77 К	15	БКД на 70% при 77 К+отжиг	3
БКД на 19% при 77 К	5	БКД на 19% при 77 К+отжиг	0
Прокатка на 70% при 77 К	8	Прокатка на 70% при 77 К+отжиг	0

Во всех случаях для деформированных образцов характерно существенное увеличение значения микротвердости Hμ сплава Zr–1%Nb. Отжиг деформированных образцов приводит практически к полному возврату Hμ к исходному значению, кроме случая БКД на 70% (см. табл.). Полученные данные свидетельствуют о корреляции изменений наблюдаемых оптических и механических свойств сплава Zr–1%Nb после различных воздействий.

Анализ изменения спектров отражения и значений Hμ рассматривается с точки зрения особенностей формирования структуры сплава Zr–1%Nb в различных условиях больших пластических деформаций и свидетельствует о более значительном изменении электронной подсистемы и электрон-фононного взаимодействия после БКД по сравнению с прокаткой при криогенных температурах. Отмечено, что структура, сформированная в результате БКД, обладает более высокой термической устойчивостью по сравнению со структурой, полученной после прокатки.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb_3Sn

Неклюдов И.М. , Соколенко В.И. , Борц Б.В., Куценко П.А., Рыбальченко Н.Д. , Короткова И.М., Толмачева Г.Н.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина,
vsokol@kipt.kharkov.ua

Проведен структурный анализ, исследованы нанотвердость и сверхпроводящие параметры ленточных сверхпроводящих композитов Cu–Nb_3Sn–(Nb–Zr)–Nb_3Sn–Cu, изготовленных различными способами. Слои Nb_3Sn формировались в результате жидкофазной диффузии олова в предварительно окисленную ленту из сплава Nb-Zr. Размер зерна Nb_3Sn изменялся от 0,09 мкм при n_{Zr} = (2,0–2,1)% до 0,23 мкм при n_{Zr} = 0,8%.

Толщина слоя Nb_3Sn возрастает с увеличением продолжительности реакционного отжига при 900°C (табл.1).

Таблица 1. Влияние отжига на формирование слоя Nb_3Sn для ленты из Nb–1,5 %Zr

$\tau_{т.о.}$, мин	26	21	18
Толщина слоя Nb_3Sn, мкм	7,5	6	5

Рис.1 иллюстрирует характер изменения нанотвердости H_n на торцевом микрошлифе композита на основе Nb_3Sn с наружными слоями из плакированной медной ленты.

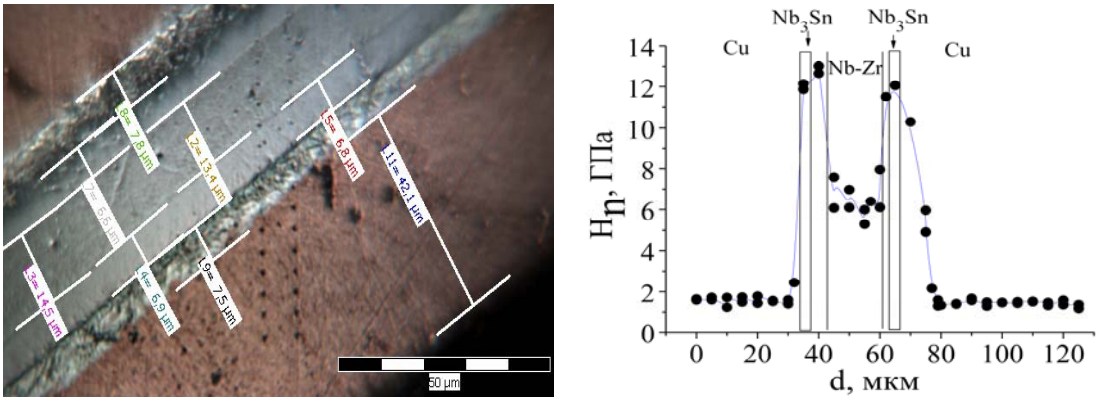


Рис.1. Ленточный композит на основе Nb_3Sn, плакированный медной лентой.

Сопоставлены структурные характеристики ленточных композитов, изготовленных различными способами, и нанотвердость по слоям. Показана корреляция нанотвердости слоев Nb_3Sn и критических параметров сверхпроводимости. Наиболее высокой токонесущей способностью в полях вплоть до 15 Тл обладают композиты с хорошо проработанными слоями Nb_3Sn, средняя нанотвердость которых составляет ≈12 ГПа. В частности, в поле B = 9,6 Тл плотность критического тока $J_c \approx 1 \cdot 10^6$ А/см^2. Данные в табл.2 характеризуют полевую зависимость критического тока таких композитов.

Таблица 2

B, Тл	8,5	10	12	15
I_c, А	750	585	365	165

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Мац А.В., Соколенко В.И.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua

В работе рассмотрены эффекты воздействия переменного магнитного поля H = 500 Э промышленной частоты на дислокационную структуру мартенсита деформированной стали Х18Н10Т и изменение механических характеристик. Предполагалось, что воздействие сравнительно слабого магнитного поля не затрагивает собственно фазовое превращение, но приводит к релаксации мартенсита, его стабилизации.

В результате деформационного мартенситного превращения в стали формируется гетерогенная структура (рис.1). Домены ферромагнитной фазы (мартенситные кристаллы) строго ориентированы по отношению к парамагнитной фазе (аустениту). Наложение знакопеременного магнитного поля вызывает магнитострикционные деформации мартенситных кристаллах, перемещение доменных границ и изменение дефектного состояния.

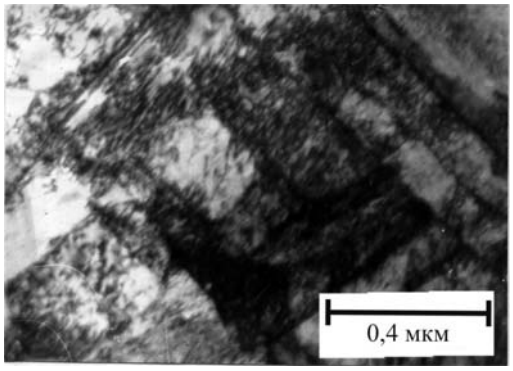


Рис.1. Структура стали Х18Н10Т после деформации квазигидроэкструзией на 15% при 77 К.

Эффект разупрочнения (рис.2) можно трактовать как магнитный отпуск, сопровождающийся перераспределением дислокаций и снижением их плотности в мартенситной фазе, и, главное, изменением состояния межфазных границ, контролирующих уровень фазового наклепа (рис.3).

Наблюдаемый немонотонный характер зависимости H_μ от продолжительности магнитной обработки свидетельствует о конкуренции процессов разупрочнения и упрочнения, что в итоге приводит при числе циклов стрикционных напряжений $\approx 10^5$ к формированию структуры, устойчивой к малым знакопеременным деформациям.

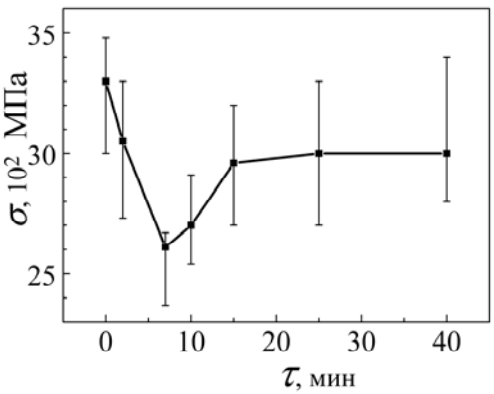


Рис. 2. Зависимость микротвердости деформированной стали от продолжительности магнитной обработки.

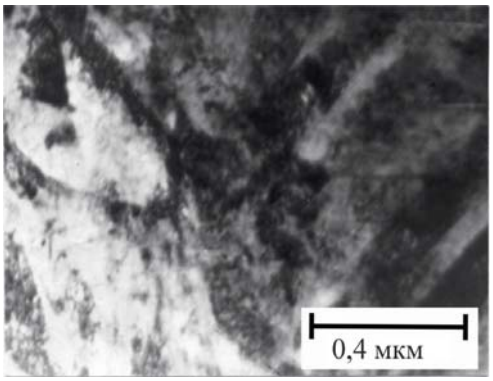


Рис. 3. Структура деформированной стали Х18Н10Т после магнитной обработки в течение 7 мин.

ИЗМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА Zr–2,5%Nb В РЕЗУЛЬТАТЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Мац А.В., Нетесов В.М., Соколенко В.И.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт»,, Харьков, Украина;
vsokol@kipt.kharkov.ua

Исследовано влияние ультразвукового (УЗ) воздействия ($f \approx 20$ кГц) на наноструктуру деформационного происхождения в сплаве Zr–2,5%Nb. Наноструктурное состояние со средним размером нанозерен 92 нм было получено путем комбинированной прокатки образцов при 300 и 77 К на 96 %. Электронно-микроскопические исследования позволили оценить изменения плотности дислокаций в теле нанозерен, объемной концентрация граничной фазы, уровня напряжений II рода в результате наложения ультразвуковых (УЗ) колебаний с амплитудами напряжений ниже и выше порогового значения. Выявлены эффекты релаксации и структурной неустойчивости в зависимости от амплитуды ультразвуковых напряжений. Рассмотрены механизмы, контролирующие структурные изменения: микросдвиговые деформации в области концентраторов напряжений при допороговых амплитудах УЗ напряжений и разрушение исходной наноструктуры и формирование новой, более равновесной, в результате интенсификации взаимодействия полей внутренних напряжений при запороговых значениях амплитуды. Отмечено, что ультразвуковое воздействие продолжительностью t≥3 мин интенсифицирует процессы динамического возврата при сохранении наноструктурной морфологии. При этом происходит снижение уровня и выравнивание спектра внутренних напряжений, а также повышение однородности структуры.

Рис.1 иллюстрирует изменения такой структурно чувствительной характеристики, как микротвердость $H_{\mu,}$ при различных режимах УЗ воздействия.

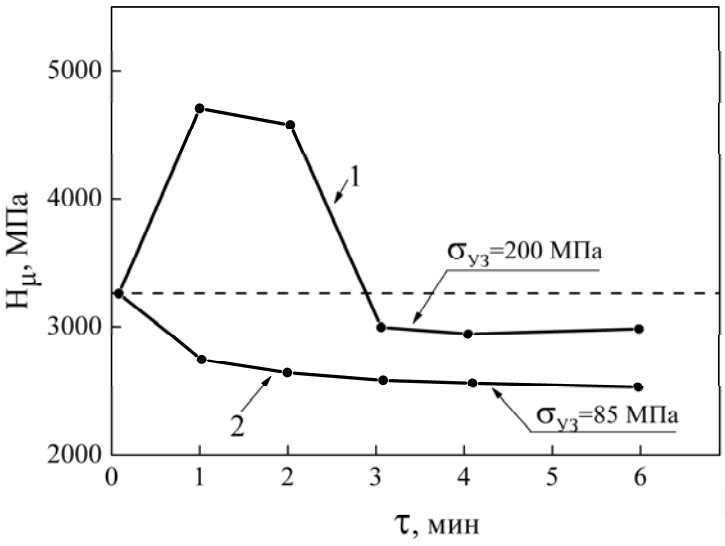


Рис.1. Зависимость H_μ сплава Zr–2,5%Nb, предварительно деформированного прокаткой на ε = 96%, от экспозиции УЗ воздействия для $\sigma_{УЗ}$ = 200 МПа (1) и $\sigma_{УЗ}$ = 85 МПа (2).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в результате интенсивной холодной деформации и последующего ультразвукового воздействия можно формировать наноструктурное состояние с широким спектром структурных параметров, существенно влияющих на физико-механические свойства циркониевых сплавов.

РАЗРАБОТКА НОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ И МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Пушин В. Г.

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

Представлен обзор современного состояния в области наноматериалов, способных испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения (ТМП). Анализируются особенности ТМП при изменении температуры, давления, магнитного поля, однократно и многократно обратимых ЭПФ и сверхупругости, влияние термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО) на последующие структурные и фазовые превращения и ЭПФ в данных сплавах. Рассмотрены принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ: обычного поликристаллического, МК, субмикро-, СМК, или нанокристаллического, НК, аморфного, одно- или многофазного. Обнаружено, что к эффективным способам получения объемных НК- и СМК-высокопрочных сплавов относятся методы интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Показано, что если у большинства материалов с СМК- и НК-структурами, полученными ИПД или БЗР, высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10% относительного удлинения), то никелид титана проявляет необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение и сужение (до 80%) при растяжении, а также вязкость при разрушении и износостойкость. Установлено, что ИПД кручением под высоким давлением, как и БЗР, обеспечивает предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации ряда сплавов. Впервые было показано, что при этом аморфная матрица содержит нанообласти размером 1…5 нм с сильно искаженной, но близкой к B2-решетке атомной структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации при низкотемпературном отпуске. Параметры наноструктуры (размер зерна от 10 до 100 нм) контролируются выбором его температуры и длительности, обеспечивая рекордные значения пределов прочности (до 2700 МПа), текучести (2000 МПа), реактивного напряжения при ЭПФ (1300-1500 МПа) при пластичности 15-20%, высокую термостабильность структуры и свойств. ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП), многопроходных волочения или прокатки по разным режимам позволило впервые создать объемные наноструктурные (НС) сплавы с ЭПФ. Основным механизмом формирования нанозеренной структуры в данном случае является сочетание динамических процессов фрагментации, аморфизации, кристаллизации, полигонизации и рекристаллизации. По сравнению с поликристаллическими прототипами объемные и длинномерные НС-сплавы Ti-Ni имеют высокие прочностные и пластические свойства в широком интервале температур, комплекс предельных узкогистерезисных ЭПФ. В качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ рекомендованы сочетанные методы ИПД, комбинируемые совместно с другими деформационно-термическими воздействиями (прокаткой, волочением, отжигом). Рассмотрены примеры практического использования материалов с ЭПФ.

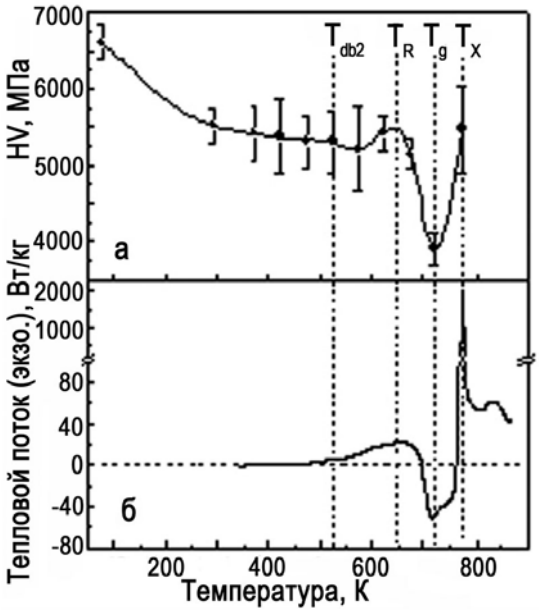
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Козырев Д.В., Куприн В.В., Слипенюк А.Н.

Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича НАН Украины, Киев, Украина
kozyrev86@yandex.ru

Работа посвящена изучению температурной зависимости твердости аморфного объемного металлического сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$, а также влиянию структурной релаксации на механические свойства.

В качестве материала для исследований использовался массивный аморфный металлический сплав $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ (ат.%), полученный в виде пластины с размерами 1,5×20×30 мм^3 методом центробежного литья. Аморфная структура исходного образца была подтверждена результатами рентген-дифракционных исследований и результатами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) (по наличию перехода в состояние переохлажденной жидкости и экзотермических пиков кристаллизации). ДСК эксперимент состоял из двух циклов. В течение первого цикла исходный аморфный образец нагревался до температуры 873 К, превышающей температуру кристаллизации сплава (773 К). После охлаждения осуществлялся второй цикл нагрева уже кристаллизованного сплава. Разница тепловых потоков первого и второго циклов нагрева, отражающая тепловые процессы, связанные исключительно с превращениями аморфной фазы, и являлась результатом проведенных измерений. Твердость сплава (HV) измерялась в диапазоне температур 300 – 773 К (в вакууме), а также при температуре 77 К (под слоем жидкого азота). Результаты представлены на рисунке.



Показано, что на температурной зависимости твердости аморфного сплава выше температуры смены гетерогенного механизма деформации гомогенным (~ 0,7T_X) наблюдается максимум, обусловленный повышением плотности материала вследствие структурной релаксации (уменьшением концентрации избыточного свободного объема в сплаве). Температурное положение данного максимума хорошо коррелирует с экзотермическим максимумом на спектре ДСК данного сплава.

Полученные данные были использованы при изучении влияния отжига на механическое поведение аморфной ленты того же состава, что и объемный аморфный сплав. Образцы из быстрозакаленной ленты отжигались при температурах 600, 625 и 650 К (ниже температуры стеклования T_g, в интервале структурной релаксации) в течение 40 минут и испытывались на растяжение. Показано, что отжиг в этом температурном интервале приводит к увеличению структурного совершенства, уменьшению свободного объема и росту предела прочности σ_p и предела текучести σ_s. Таким образом, процесс структурной релаксации приводит к увеличению прочности при растяжении образцов и некоторому увеличению твердости HV. Такое изменение механических свойств связано с уменьшением свободного объема и увеличением плотности в результате структурной релаксации.

ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ, ОПРЕДЕЛЯЕМАЯ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В., Голубенко А.А.

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

Новая характеристика пластичности материалов $\delta^* = \varepsilon_p / \varepsilon_t$, где ε_p – пластическая деформация, а ε_t – общая деформация, была введена в [1]. δ* лучше, чем стандартные характеристики пластичности (удлинение до разрушения δ и поперечное сужение ψ), соответствует физическому определению пластичности как способности материала к пластической деформации. Было показано, что δ* может быть определена при индентировании как $\delta_H^* = 1 - \frac{HM}{E \cdot \varepsilon_t}\left(1 - \nu - 2\nu^2\right)$, где HM – твердость по Мейеру, E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона. Для индентора Виккерса

$$\delta_H^* = 1 - 14{,}3 \cdot \left(1 - \nu - 2\nu^2\right)\frac{HV}{E}.$$

δ_H^* может быть определена и при наноиндентировании. δ_H^* определена для материалов с различным типом межатомной связи и различной атомной структурой [2].

Получены аналитические зависимости δ_H^* от размера зерна d; от плотности дислокаций ρ; от температуры испытания T; от скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ [3].

Введены и рассчитаны фундаментальные характеристики пластичности: пластичность при 0 К – δ_H^* (0) (при дислокационном механизме деформации без помощи термических колебаний атомов) и теоретическая пластичность δ_{Ht}^* (при бездислокационном механизме деформации).

Любое упрочнение, обусловленное уменьшением размера зерна, ростом плотности дислокаций, повышением высоты потенциальных барьеров Пайерлса и снижением их ширины и др. факторами, снижает δ*.

В то же время рост модуля Юнга E, который определяет и прочностные характеристики, приводит к увеличению и δ*.

Новая характеристика пластичности впервые позволила определять и сравнивать между собой пластичность различных новых материалов, хрупких при испытании на растяжение (ОЦК металлы ниже темературы хладноломкости, керамика, аморфные металлические сплавы, наноматериалы, квазикристаллы, фуллериты и различные композиты).

Развитые представления и методики делают целесообразным исследование микротвердости и нанотвердости материалов сопровождать определением и анализом характеристики пластичности.

При разработке новых высокопрочных материалов необходимо учитывать величину пластичности δ*.

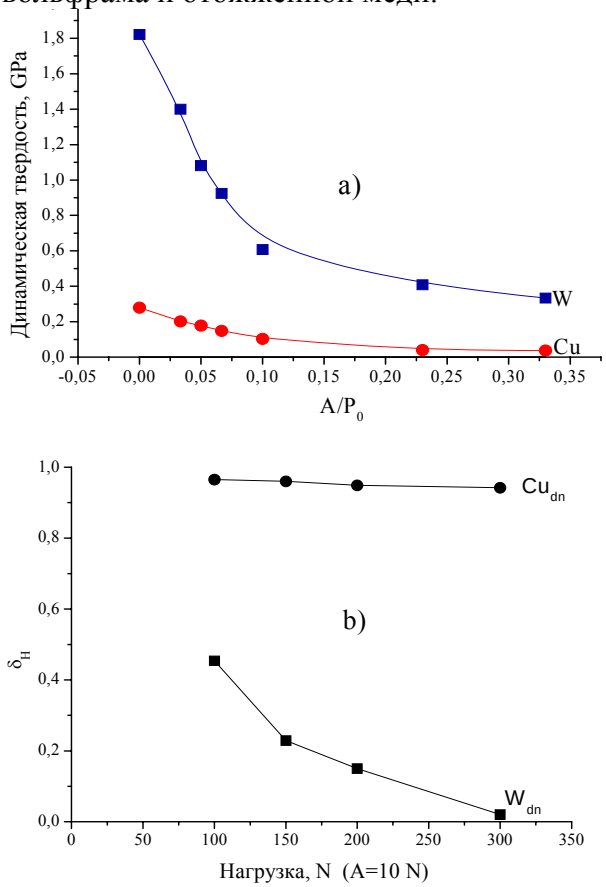
1. Yu.V.Milman, B.A.Galanov, S.I.Chugunova. Acta metall.mater., v.41, No.9, 1993, p.2523.
2. Yu.V.Milman. J. of Physcis D: Applied Physics, v.41, 2008, 074013 (9p.).
3. Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова, И.В.Гончарова. Известия РАН. Серия физическая, т.73, №9, 2009, с.1282.

ТВЕРДОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МОДУЛИРОВАНОМ НАГРУЖЕНИИ

Мильман Ю.В., Гринкевич К.Э., Мордель Л.В.

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

Большинство изделий работает под действием переменных нагрузок и, следовательно, развитие методов определения твердости под действием модулированной, в дальнейшем «динамической», нагрузки является актуальной проблемой. Определение динамической твердости и характеристики пластичности δ_H, определенной методом индентирования [1], проводили на триботехническом комплексе с динамическим нагружением (АТКД) сферическим индентором ∅6 мм на образцах из монокристалла вольфрама и отожженной меди.



Динамическую составляющую нормальной нагрузки ΔP прикладывали дополнительно к постоянной нагрузке P_0 так, что $P_{эф} = P_o - \Delta P$; величина ΔP определяется по формуле $\Delta P = \frac{A}{2}\left(1 - \sin\frac{2\pi t}{T}\right)$, где A – амплитуда нагрузки, T – период, t – время [1]. Была установлена зависимость твердости по Бриннелю (HB) от нагрузки при динамическом нагружении. Приведенные на рисунке значения твердости (*a*) и характеристики пластичности δ_H (*b*) свидетельствуют о том, что увеличение амплитуды динамической нагрузки *A* (при постоянной нагрузке P_o) или уменьшение нагрузки (при постоянной амплитуде A) приводит к заметному снижению твердости и росту характеристики пластичности δ_H. Характеристика пластичности δ_H, как для пластичной меди, так и для мало пластичного вольфрама в условиях динамического нагружения существенно выше, чем в условиях статического нагружения во всем исследованном диапазоне нагрузок. В общем случае HB снижается при увеличении отношения модулированной составляющей нагрузки к статической составляющей нагрузки A/P_0. Это можно объяснить увеличением вклада колебательной энергии (частота колебаний и амплитуда - const) в общую энергию деформации за счет интенсификации процессов пластической деформации при увеличении A/P_0.

1. Ю.В. Мильман, К.Э. Гринкевич, С.И. Чугунова и др. Определение механических свойств материалов методом индентирования при динамическом (циклическом) нагружении //Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. 2009 г.– Київ. – С. 33-37.

СОВРЕМЕННЫЙ СТАТУС ДУО-СТАЛЕЙ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Азаренков Н.А.[2], В.Н. Воеводин В.Н.[1], Кириченко В.Г.[2], Ковтун Г.П.[1], Литовченко С.В.[2], Неклюдов И.М.[1].

[1] *ННЦ ХФТИ, г. Харьков;*
[2] *ХНУ им. В.Н. Каразина, , г. Харьков, Украина*
gkovtun@kipt.kharkov.ua

ДУО-стали – это различные хромосодержащие стали феррито-мартенситного класса, упрочненные частицами оксидов с нанометровыми размерами. Содержание хрома в сталях колеблется в интервале 9÷18 % масс., а содержание других легирующих элементов (Al, W, Mo, Nb, Ti, Zr и др.) может находиться на уровне нескольких процентов и менее. Основной упрочняющей оксидной частицей с размерами <10 нм является Y_2O_3 (до 0,5 % масс.). Наряду с оксидами иттрия, используются также оксиды алюминия, титана и др. металлов. Технология получения ДУО-сталей весьма сложная и включает в себя получение порошков исходных материалов, твердофазное легирование матричного материала нанодисперсными оксидами, компактирование порошков и термомеханическую обработку изделий.

Проведенные исследования показали, ДУО-стали во многих случаев при повышенных температурах (≤ 700^0C) обладают значительно меньшей ползучестью, повышенными прочностью, радиационной и коррозионной стойкостью по сравнению с обычными феррито-мартенситными сталями. Это позволяет рассматривать ДУО-стали в качестве перспективных конструкционных материалов для быстрых реакторов нового поколения и термоядерных установок.

Однако для управления характеристиками ДУО-сталей, повышения их стабильности и воспроизводимости необходимы детальные исследования механизмов влияния нанодисперсных частиц на свойства сталей, их перераспределения под действием температурных, механических, радиационных и других внешних воздействий. Прежде всего, это установление механизмов, взаимодействия оксидных частиц с дислокациями и другими дефектами, изучение поведения наночастиц на границе раздела частица-матрица, исследование образования нанокластеров и их влияния на процессы деформации. При наличии легирующих элементов алюминия, титана, циркония др. в системе возможно образование комплексных оксидных наночастиц из различных металлов, что способно привести к изменению влияния наночастиц на свойства сталей.

Весьма важным является выяснение роли наночастиц на формирование механических свойств сталей в процессе облучения. Наличие нанодисперсных частиц внутри многокомпонентной матрицы приводит к появлению проблем, связанных с взаимодействием наночастиц с радиационными дефектамим и установлением влияния такого взаимодействия на механические свойства сталей.

В настоящей работе сделана попытка рассмотреть различные механизмы влияния оксидных наночастиц на механические свойства и механизмы деформации феррито-мартенситных ДУО-сталей до и после радиационного воздействия.

1. Н.А. Азаренков, В.Н. Воеводин, В.Г. Кириченко, Г.П. Ковтун. Перспективы применения наноструктурных материалов в атомной энергетике. // Вісник Хар. Нац. Університету, №887 Серія фізична “Ядра, частки, поля” 2010, вып.1(45), с.4-24.

К ВОПРОСУ ОБ ОПТИМИЗАЦИИ СВОЙСТВ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Ю.Я., Стеценко Н.Н., Шиян А.В.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
kotr@imp.kiev.ua

Любой конструкционный материал должен обладать определенным, желательно наилучшим сочетанием свойств прочности ($\sigma_{0,2}$) и пластичности (ψ). Однако конкретное сочетание показателей $\sigma_{0,2}$ и ψ не может быть оптимальным раз и навсегда, поскольку в зависимости от требований напряженного состояния элемента конструкции соотношение $\sigma_{0,2}$ и ψ может существенно корректироваться. Основой для такой корректировки служит промежуточная характеристика металла – механическая стабильность (K_{ms}) [1], которая представляет собой показатель сопротивляемости хрупкому состоянию металла, т.е. сопротивляемость хрупкости.

В докладе представлена система классификации широкого набора конструкционных сталей по показателям свойств прочности ($\sigma_{0,2}$), пластичности (ψ) при фиксированном значении механической стабильности (K_{ms}).

Установлено, что с повышением прочности снижение пластичности ψ не может быть произвольным (даже если удовлетворяет требованиям существующих ТУ), но непременно согласованным с требованием сохранения уровня K_{ms}, ответственного за сопротивление хрупкости сплава (изломостойкость). Это проявляется в повышении класса качества стали за счет использования приемов технологии упрочнения и химсостава стали. В механических характеристиках повышение уровня классности стали отражается тем, что у стали с большей прочностью $\sigma_{0,2}$ пропорционально K_{ms} увеличивается и хрупкая прочность R_{MC}, а это означает повышение конструкционной прочности, устойчивость против охрупчивающего действия надрезов, трещин и т.п. [2].

Повышение показателя K_{ms} в процессе оптимизации комплекса механических свойств стали означает, таким образом, что показатели прочности ($\sigma_{0,2}$) и пластичности (ψ) должны соответствовать известным параметрам напряженно-деформированного состояния конкретного элемента конструкции, вязкое состояние которого обеспечивается необходимым уровнем характеристики K_{ms}.

1. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Концепция механической стабильности конструкционных сталей. // Проблемы прочности, 2009, № 2, с. 55-78.
2. Мешков Ю.Я. Сердитова Т.Н. Разрушение деформированной стали. К.: Наукова думка, 1989. – 160 с.
3. Мешков Ю.Я. Связь между пластичностью и хладноломкостью конструкционных сталей. Харьков: ННЦ ХФТИ. Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. (Часть I). Сб. докладов IX-й Международной конференции «ОТТОМ-9». 2008, с. 276 – 281.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

Белоусов Н.Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины
Донецк, Украина
bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Одним из основных научных направлений в современном физическом наноматериаловедении является изучение кинетики формирования наноструктурных материалов в условиях нарушения фазовой стабильности.

Деформация сжатия и сдвига под давлением осуществлялась в алмазных наковальнях Бриджмена для комплексных in situ исследований. Основным материалом исследования выбраны карбонильное и Армко-Fe.

Результаты in situ исследований показали, что кривая зависимости напряжения сдвига от давления имеет стадийный характер: а) стадия поверхностной деформации; б) стадия внутреннего трения и объемной пластической деформации; в) стадия фрагментации и структурного упрочнения; г) стадия фазовой нестабильности и наведенной пластичности.

Методов in situ дифрактометрии а процессе сжатия технического Fe (α-фаза) под давлением $P \leq 10$ГПа обнаружено немонотонное изменение уширения и интенсивности рентгеновских линий на фоне значительного увеличения диффузного рассеяния. Это коррелировало с началом фрагментации элементов структуры, немонотонным изменением электросопротивления и увеличением интенсивности акустической эмиссии. Количественная обработка дифрактограмм показала наличие наноразмерных (50÷160нм) элементов в α-фазе и их зависимость от величины деформации сдвига и чистоты металла.

При сжатии Армко-Fe под более высоким давлением $P \leq 16$ГПа обнаружено деформационно-стимулированное $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$ превращение. Рядом с линией (110) α-фазы появлялась линия (1011) ε-фазы. При уменьшении давления количество ε-фазы обратимо уменьшалось, проявляя гистерезисный характер. Показана зависимость количества ε-фазы не только от давления, но и от величины сдвиговой деформации и чистоты. При наложении сдвиговой деформации характер фазового превращения становился необратимым. Методом анализа профиля рентгеновских линий обнаружено увеличение внутренних полей напряжений и формирование полидисперсной нанокристаллической структуры (30÷120нм) для α- и ε-фазы. Методом кинетического микроиндентирования обнаружено уменьшение модуля Юнга и повышение пластичности в условиях структурно-фазовой неустойчивости. Исследованы термодинамические условия стабилизации структурно-фазового состава и возврата физико-механических свойств в процессе изотермического и изохронного отжига. Выявлено три стадии возврата предела текучести и стабилизации структурно-фазового состава. Первая стадия характеризовалась значительной релаксацией внутренних упругих напряжений, слабым изменением предела текучести и отсутствием увеличения размеров ОКР. На второй стадии выявлено аномальное уменьшение предела текучести и рост ОКР. Третья стадия характеризовалась более слабым уменьшением предела текучести и значительным ростом размеров ОКР. Вычислены значения энергии активации на второй и третьей стадиях возврата и стабилизации структурно-фазового состава: $U_2 = 50\pm3$, $U_3 = 90\pm5$ (кДж/м^2).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОК ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

Фирстов С.А., Куликовский В.Ю., РогульТ.Г., Пономарев С.С., Ковыляев В.В., Шут О.О.

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

Титановые покрытия, благодаря хорошим механическим свойствам, высокой адгезии к различным подложкам и превосходной коррозионной стойкости, широко используются в многочисленных изделиях авиационной и автомобильной промышленности, в изделиях микроэлектроники, в качестве биоматериалов. Улучшение и оптимизация их механических свойств в требуемом направлении может осуществляться через структуру разными способами. В частности, ионно-плазменные методы позволяют получать плотные пленки с очень малым размером зерна, что ведет к резкому увеличению их твердости по сравнению с массивными материалами. В большинстве цитируемых в литературе работ повышенную твердость нанокристаллических металлических пленок объясняют подавлением дислокационной активности при уменьшении размера зерен ниже ~100 нм [1, 2]. В то же время пленки Ti, приготовленные даже в чистых вакуумных условиях, всегда содержат небольшое количество кислорода (1-3 ат. %) из-за крайне высокого сродства титана к кислороду [3], однако влияние малых концентраций газовых примесей на структуру и твердость пленок рассмотрено в гораздо меньшей степени.

В настоящей работе исследованы нанокристаллические пленки Ti с разным размером зерна и малой концентрацией примеси кислорода и азота, полученные магнетронным распылением на подложки Si (111). Твердость и модуль упругости пленок определяли методом наноиндентирования. Размер зерна пленок Ti, осажденных в Ar, варьировался с изменением мощности разряда, интенсивности ионной бомбардировки и температуры подложки. Состав и структуру пленок исследовали с помощью методов Оже-электронной спектроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что все исследуемые пленки имеют решетку α-Ti. Твердость нанокристаллических пленок с малым содержанием кислорода или азота остается примерно такой же, как и для базовых пленок (~4 − 4.5 ГПа), осажденных в Ar. Значительный рост твердости от ~4 до ~10 ГПа наблюдается при увеличении содержания кислорода/азота до ~6 ат. %. Это сопровождается уменьшением размера зерна и ростом сжимающих напряжений. Увеличение температуры подложки для пленок, осажденных в Ar, приводит к уменьшению их твердости до величины массивного титана, хотя содержание кислорода остается на прежнем уровне. Полученные результаты объясняются изменением структуры и примесного состава пленок.

1. Nieh T.G., Wadsworth J. // Sripta Metallurgica et Materialia, 1991, vol. 25, P. 955–958.
2. Schiqtz, J., Di Tolla, D.D., Jaconsen, K.W. // Nature, 1998, 391, P. 561–563.
3. J.M. L´opez, F.J. Gordillo-V´azquez, M. Fern´andez, J.M. Albella // Thin Solid Films, 384, (2001), P.69–75.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ КОНЦЕНТРАЦИЙ КИСЛОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ТИТАНА И ХРОМА

Фирстов С.А., Куликовский В.Ю., РогульТ.Г., Пономарев С.С., Ковыляев В.В.

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

Согласно соотношению Холла–Петча, уменьшение размера зерна должно приводить к увеличению твердости материалов. Однако попытки повышения твердости чистых металлов и сплавов только за счет уменьшения размера зерна не приводят к существенным результатам. Более того, существует определенный критический размер зерна, ниже которого наблюдается снижение твердости (прочности) материала, т.е. появление “обратной” или “аномальной” зависимости Холла-Петча. В то же время, в работе [1] установлено, что твердость сверхмелкозернистого хрома значительно превышает значения твердости, рассчитанные для соответствующего размера зерен по уравнению Холла–Петча, и обусловлена частичной ликвидацией несплошностей в границах раздела при проникновении в них атомов кислорода. На основании полученных результатов предложена концепция «полезных» примесей, указывающая на дополнительные возможности улучшения свойств сверхмелкозернистых материалов путем инженерии границ зерен – использованием на границе раздела сегрегации «полезных» примесей и легирующих элементов, которые характеризуются более сильной химической связью с атомами основного материала в сравнении со связью между атомами основного материала.

С целью изучения возможности достижения предельных значений упрочнения посредством инженерии границ зерен, а также уточнения задействованных при этом механизмов в настоящей работе проведен сравнительный анализ структуры и механического поведения нанокристаллического хрома и титана, полученных магнетронным распылением при контролируемом введении добавок кислорода и азота. Выбор объектов для исследования обусловлен их различием в растворимости элементов внедрения, а также разным уровнем межатомной связи с элементами внедрения. Элементный состав и структуру полученных осажденных слоев исследовали с помощью ожемикрозонда JAMP-9500F, методами электронной дифракции и рентгеноструктурного анализа. Твердость и приведенный модуль упругости определяли на приборе NanoTest^{TM} NT600 с индентором Берковича при нагрузках, обеспечивающих глубину проникновения индентора в пленку не превышающую 10 – 12 % от толщины пленок.

Показано, что управляя режимами магнетронного распыления и при контролируемом введении добавок кислорода и азота удается варьировать в широких пределах размер зерна, твердость и модуль упругости титановых и хромовых покрытий. К примеру, при распылении Ti в Ar при комнатной температуре нанотвердость изменяется от 2.2 до 4.9 ГПа; при добавлении кислорода – от 3.8 до 11.5 ГПа. При осаждении Cr добавление к аргону таких же количеств кислорода приводит к росту нанотвердости пленок до ~19 ГПа. Показано, что наблюдаемый эффект резкого увеличения твердости осажденного хрома обусловлен введением в границы зерен «полезной» примеси кислорода. В то же время в пленках Ti введение примесей сопровождается образованием как твердого раствора, так и сегрегаций примесей на границах зерен.

1. Фирстов С.О., Рогуль Т.Г., Свешников В.Л., Дуб С.Н. // ФХММ, 2006, т. 42, № 1, С. 113 – 119.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В.

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

Установление необходимого соотношения параметров в триаде состав – структура – свойства приобретает особую актуальность для литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов в связи с их уникальными свойствами. Важнейшими факторами, в значительной мере определяющими их механические свойства, являются состав и структура первичной фазы. Первичная фаза – это фаза, с которой начинается кристаллизация сплава в виде дендритов при охлаждении расплава. Особенности первичной фазы в конкретном высокоэнтропийном сплаве проявляются в качественном и количественном составе элементов в дендритах, их форме, размерах, объемном содержании. В связи с этим возникает необходимость в четком понимании процесса формирования первичной фазы.

В настоящей работе на основании экспериментальных данных и с привлечением кластерной модели строения жидких сплавов предлагается схема формирования первичной фазы в литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавах.

1. В процессе расплавления шихты, состоящей из отдельных металлов, происходит образование одноэлементных кристаллоподобных кластеров и начало формирования многокомпонентных кристаллоподобных кластеров (МКК).

2. При последующем нагреве расплава и выдержке происходит формирование МКК, различных по составу, размерам и распределению в объеме расплава.

3. После нескольких циклов охлаждения до полного затвердевания и расплавления и затем выдержки при температуре $T_{\text{расплава}}$ происходит формирование МКК термодинамически выгодных составов, содержащих все элементы сплава.

4. При охлаждении расплава с высокой скоростью от $T_{\text{расплава}}$ до температуры начала кристаллизации $T_{\text{ликвидус}}$ происходит окончательное формирование составов МКК. Одновременно происходит формирование и образование зародышей кристаллизации критических размеров на основе отдельных МКК или их групп, а также начало их роста. Так начинается образование первичной фазы в виде структурных элементов дендритов, имеющих состав МКК.

5. При продолжающемся непрерывном охлаждении кристаллизующегося расплава от $T_{\text{ликвидус}}$ до температуры окончания кристаллизации $T_{\text{солидус}}$ кристаллизация может происходить как по механизму присоединения отдельных кластеров, так и по механизму присоединения отдельных атомов из межкластерных объемов. При этом изменение составов МКК и дендритов может быть различным.

6. Непрерывное охлаждение от $T_{\text{солидус}}$ до $T_{\text{комн}}$. В зависимости от состава образовавшегося твердого раствора замещения всех элементов в сплаве (представленного в дендритах) и скорости охлаждения, в нем возможно протекание фазовых превращений, как результат взаимодействия отдельных элементов.

Представленная схема формирования первичной фазы в сочетании с установленными закономерностями формирования ее типа и поэлементного состава позволили объяснить и прогнозировать существование определенных фаз в сплаве, их количественное соотношение, структурное состояние и соответствующий им уровень экспериментально получаемых значений механических свойств.

ФОРМИРОВАНИЕ ТИПА ФАЗ И ИХ АТОМНОГО СОСТАВА В ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ

Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э.П., Карпец М. В., Самелюк А. В., Пономарев С. С., Ковыляев В. А.

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

На основании экспериментальных данных установлены закономерности формирования типа кристаллической решетки первичной фазы и количественного распределения элементов в ней в литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавах различного состава.

Первичная фаза – это фаза, с которой начинается кристаллизация сплава в виде дендритов при охлаждении расплава, является твердым раствором замещения всех элементов, содержащихся в сплаве.

Тип кристаллической решетки первичной фазы определяется суммарным содержанием в количестве больше 50 ат. % атомов тех металлов, которые перед расплавлением имели одинаковый тип кристаллической решетки; эти элементы являются по существу фазообразующими первичной фазы. Такая закономерность находится в соответствии с величиной электронной концентрации первичной фазы, которая рассчитывается как усредненное значение по всем элементам в ней и отвечает ее типу кристаллической решетки.

Из всех присутствующих в первичной фазе элементов наибольшее количество имеет тот, у которого наибольшая температура плавления, - независимо от того, входит ли он в число фазообразующих первичной фазы или нет. Количество остальных элементов в первичной фазе определяется соотношением их температуры плавления, электронной концентрации, атомного радиуса, энтальпии смешения.

Параметр кристаллической решетки первичной фазы наиболее близок (вплоть до совпадения) к параметру решетки того элемента из числа фазообразующих первичной фазы, у которого наибольшая температура плавления.

Для обеспечения в сплаве преобладающего содержания первичной фазы, как фазы, определяющей свойства сплава, необходимо, чтобы суммарное количество формирующих ее элементов было значительным – 70 ат. % и выше.

Если первичной явилась ОЦК-фаза, как результат суммарного содержания атомов ОЦК-кристаллизующихся металлов в количестве больше 50 ат. %, то ОЦК-металл с наибольшей температурой плавления, во-первых, содержится в ней в наибольшем количестве и, во-вторых, имеет параметр кристаллической решетки, наиболее близкий к таковому первичной ОЦК-фазы. Такой ОЦК-металл, по существу, является главным фазообразующим элементом первичной фазы.

Объяснение полученных результатов выполнено в рамках кластерной модели строения жидких металлов и сплавов. Предполагается, что формирование типа первичной фазы и ее атомного состава происходит, главным образом, в расплаве высокоэнтропийного сплава. Расплав состоит из двух структурных элементов. Один из них – непрерывно движущиеся многокомпонентные кристаллоподобные кластеры, в которых содержатся разнородные атомы всех металлов и распределение которых между собой термодинамически обусловлено. Второй структурный элемент – межкластерный объем, заполненный разнородными атомами, осуществляющими, как и в кластерах, колебательно-диффузионное движение.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ВЕЛИЧИНУ МОДУЛЯ ЮНГА

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В.

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

Изучены 15 литых сплавов – 5-10-ти компонентные высокоэнтропийные преимущественно эквиатомных составов. В составы сплавов входят тугоплавкие ОЦК-металлы V, Cr, Nb, Mo, Ta. В большинстве сплавов общее количество металлов, кристаллизующихся с образованием ОЦК решетки, находится в пределах 80-100 % (в том числе и металлы Ti, Zr, Hf, имеющие при комнатной температуре ГПУ решетку). Определены фазовый состав и параметры кристаллических решеток фаз. Сплавы содержали две фазы – ОЦК-фазу в количестве 40-100 % и гексагональную типа фазы Лавеса c14. Значения контактного модуля упругости E^* сплавов, полученные методом автоматического индентирования, находились в пределах 70-160 ГПа.

Обработка экспериментальных данных состояла в следующем. Для каждого сплава определяли относительное изменение параметра решетки ОЦК-фазы $a_ф$ по сравнению с параметрами решеток $a_м$ ОЦК-образующих металлов – $a_{отн} = (a_ф - a_м)/a_м$ и сопоставляли с величиной контактного модуля упругости E^* сплава. Установлено:

Во всех изученных сплавах параметр решетки ОЦК-фазы $a_ф$ был наиболее близок к параметру решетки $a_м$ ОЦК-металла, имеющего наибольшую температуру плавления из числа содержащихся в сплаве ($a_{отн} = 0–2$ %).

Параметр решетки ОЦК-фазы $a_ф$ может быть равен, больше или меньше параметра решетки этого ОЦК-металла $a_м$.

Для сплава Ta–Nb–V–Zr–Ti, который содержит 100 % ОЦК-фазы и имеет величину модуля $E^* = 110$ ГПа, соблюдается соотношение $a_ф = a_м$, т. е. $a_{отн} = 0$.

Для остальных сплавов соблюдается такое соответствие между параметрами решеток ОЦК-фазы $a_ф$, наиболее тугоплавкого металла $a_м$ и контактным модулем упругости E^* :

если $a_ф > a_м$ ($a_{отн} > 0$), тогда величина $E^* < 110$ ГПа;

если $a_ф < a_м$ ($a_{отн} < 0$), тогда величина E^* находится в пределах $110 < E^* \leq 160$ ГПа.

Особенно четко такое соответствие проявляется при сопоставлении двух сплавов: 5-компонентного Mo–Ti–Zr–Nb–V и 10-компонентного Ta–Ti–Zr–Nb–V–Hf–Cr–Re–Al–Mo. Они содержат одинаковое количество ОЦК-фазы (65 и 62 %), имеют практически одинаковый параметр ОЦК решетки ($a_ф$ = 0,32194 и 0,32144 нм), почти одинаковую электронную концентрацию (4,8 и 4,9). Однако у них значительно различаются величины контактного модуля упругости (E^* = 93 и 159 ГПа). Последнее согласуется со значительным различием параметров решеток наиболее тугоплавких ОЦК-металлов в этих сплавах (5-компонентный – Mo – $a_м$ = 0,31446 нм и 10-компонентный – Ta – $a_м$ = 0,33025 нм). Это привело к принципиальному различию значений величины относительного параметра $a_{отн}$. А именно, для 5-компонентного – $a_ф > a_м$ ($a_{отн} > 0$) и $E^* = 93 < 110$ ГПа; для 10-компонентного – $a_ф < a_м$ ($a_{отн} < 0$) и $E^* = 159 > 110$ ГПа. Таким образом, для данного класса сплавов экспериментально показано существование граничного значения модуля упругости $E^* \approx 110$ ГПа, которое отделяет одну группу составов от другой.

ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ СВЯЗЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, ПРОЧНОСТИ И ДЕФОРМАЦИИ СОВРЕМЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОКАЗАТЕЛЯМИ АВТОМАТИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.

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

Представлен один из возможных вариантов решения проблемы установления функциональных связей характеристик прочности, деформации и структурного состояния материала с показателями автоматически записанной диаграммы индентирования.

Аналитически полученное и экспериментально подтвержденное уравнение индентирования $H_{IT}/E^* = 0{,}687 \cdot \mathrm{ctg}\ \alpha \cdot (h_s/h_c)$ является фундаментальным уравнением индентирования, так как оно отражает основные закономерности процесса индентирования и непосредственно устанавливает связь структурного состояния, характеристик прочности и деформации материала с основными показателями автоматически записанной диаграммы индентирования. Для индентора Берковича оно принимает вид соотношений: $H_{IT}/E^* = 0{,}3206 \cdot (h_s/h_c)$; $H_{IT}/E^* = 3{,}257 \cdot \varepsilon_{es}$; $H_{IT} = 0{,}307 \cdot \sigma_{es}$; $H_{IT}/E^* = 0{,}1803 \cdot (W_s/W_c)$. Здесь H_{IT} – твердость; E^* – контактный модуль упругости; h_s – внеконтактная глубина внедрения индентора; h_c – контактная глубина внедрения индентора; ε_{es} – внеконтактная упругая деформация материала; σ_{es} – соответствующее ей напряжение; W_s – работа по совершению внеконтактной упругой деформации; W_c – работа по совершению контактной деформации.

Являясь тарировочной зависимостью, оно контролирует корректность выполненного эксперимента при индентировании. Кроме того, оно позволяет идентифицировать тип структурного состояния материала.

Введенные авторами новые показатели диаграммы индентирования и характеристики механических свойств материала дополняют те, которые представлены в Международном Стандарте метода автоматического индентирования ISO 14577-1:2002(E). В результате использование разработанной авторами новой методологии обработки и анализа результатов автоматического индентирования позволяет получить практически полную картину механических свойств и структурного состояния новых современных материалов любого фазового состава в любом структурном состоянии на образцах очень малых размеров.

Методология является экспрессной и эффективной при оценке достигнутого различными методами уровня упрочнения материалов по отношению к теоретически возможному.

Методология вносит существенный вклад в развитие научных представлений об использовании метода автоматического индентирования материалов для определения механических свойств современных материалов (в том числе и предельных значений характеристик прочности и упругой деформации). Методология позволяют преодолеть значительные методические трудности, связанные с получением достоверных значений механических характеристик упругости, прочности и деформации материалов с особыми свойствами (в том числе и в наноструктурном состоянии), которые возникают при использовании традиционных методов испытания.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

[1]Лоладзе Л.В., [2]Гладковский С.В., [1]Эфрос Н.Б., [1]Смирнов С.В, [1]Эфрос Б.М., [1]Варюхин В.Н.

[1]Физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина
b_efros@mail.ru
[2]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
gsv@imach.uran.ru

В зависимости от механического поведения при циклическом нагружении все конструкционные стали и сплавы по делятся на циклически упрочняющиеся, разупрочняющиеся и циклически нейтральные. В широко используемых на практике сталях и сплавах со структурой метастабильного аустенита наряду с химическим и исходным фазовым составом существенное влияние на процессы деформирования при циклических испытаниях оказывают развивающие при упругопластическом нагружении деформационные $\gamma\rightarrow\varepsilon$ и $\gamma,\varepsilon\rightarrow\alpha'$ мартенситные превращения. В связи с этим в настоящей работе исследовано влияние различных схем нагружения на эффекты циклического упрочнения/разупрочнения и изменение фазового состава в процессе деформирования конструкционных сплавов, содержащих в структуре метастабильный аустенит.

В работе изучено влияние циклического нагружения в малоцикловой области на форму петли механического гистерезиса деформационно-метастабильного сплава на Fe–Mn основе и мартенситно-стареющего сплава ЭП678, содержащего в структуре различное количество метастабильного аустенита.

В качества материала исследования были использованы двухфазный ($\gamma + \varepsilon$) сплав 05Г20С2 и мартенситно-стареющий сплав ЭП678 (03Х11Н10М2Т) промышленной выплавки. Сплав 05Г20С2 изучался в состоянии после закалки от 1050ºС и содержал в структуре 55% ε-мартенсита. Сплав ЭП678 после закалки от 920ºС имел мартенситную структуру, а его старение в интервале температур 500–660ºС с выдержкой 3 ч. сопровождалось выделением упрочняющих интерметаллидных частиц различного состава и морфологического типа. Кроме того, с увеличением температуры старения свыше 560ºС в структуре сплава ЭП678 в результате развития обратного мартенситного $\alpha\rightarrow\gamma$ превращения появлялся ревертированный аустенит, максимальное содержание которого (36%) соответствовало температуре старения 620ºС.

Выявлены особенности механического поведения при циклическом нагружении (эффекты циклического деформационного упрочнения/разупрочнения), связанные с проявлением структурной нестабильности, а также изменения кинетики образования α'-мартенсита деформации в зависимости от амплитуды цикла и характера приложения нагрузки.

Полученные результаты свидетельствуют о существенном влиянии деформационных мартенситных превращений в метастабильных сплавах на процессы статического и циклического деформирования и указывают на возможность прогнозирования механического поведения данных материалов при различных схемах циклического нагружения по результатам ускоренных малоцикловых испытаний и анализа формы петли механического гистерезиса.

ПОЧЕМУ ПЕРЕМЕШИВАЮТСЯ НЕСМЕШИВАЮЩИЕСЯ ВЗВЕСИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ: НОВАЯ ВЕРСИЯ

Гринберг Б. А.[1], Иванов М. А.[2], Иноземцев А.В.[1]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Россия, Екатеринбург,*
bella@imp.uran.ru
[2]*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина,*
ivanov@imp.kiev.ua

Исследована структура переходной зоны соединения металлов (медь–тантал), которые не имеют взаимной растворимости. Обнаружено, что поверхность раздела не является гладкой, а содержит выступы, размеры которых составляют примерно 5-10 мкм, что на несколько порядков превосходит исходную шероховатость поверхностей. На рис. 1 приведено продольное сечение переходной зоны (СЭМ). Белому цвету соответствует зона тантала, а черному – зона меди. Особое внимание обращено на анализ серой зоны. На рис. 2 приведено ТЭМ изображение структуры серой зоны. Видно множество темных частиц, имеющих форму, близкую к сферической. Их размеры примерно 30-50 нм. Анализ микродифракции показал, что это наночастицы тантала.

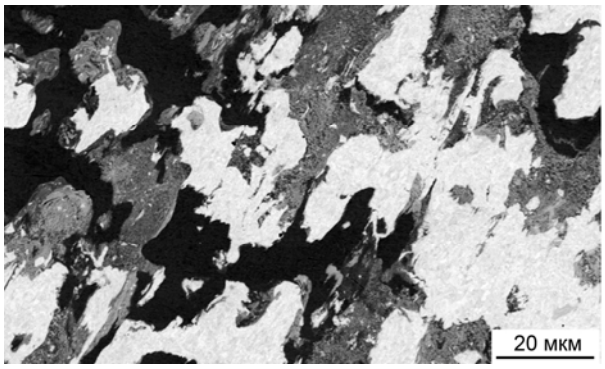


Рис. 1. Граница раздела Cu-Ta: продольное сечение (СЭМ)

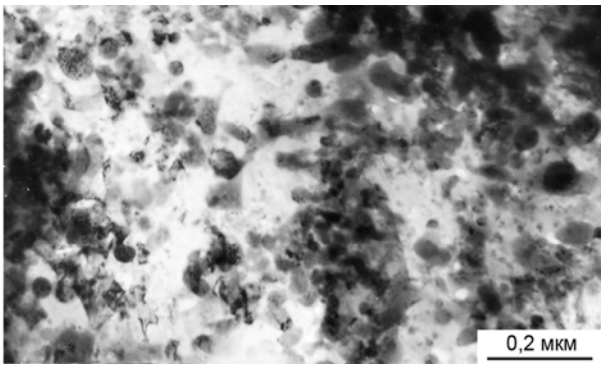


Рис. 2. Микроструктура серой зоны (ТЭМ)

Таким образом, переходная зона состоит из хаотически распределенных областей меди и тантала, не испытавших расплавления, и зон локального расплавления меди, содержащей наночастицы тантала. Два процесса – образование выступов на поверхности раздела и образование зон локального расплавления – определяют перемешивание материалов, не имеющих взаимной растворимости. В зонах локального расплавления взаимопроникновение обоих материалов обеспечивается за счет дробления на капли и их интенсивного перемешивания, благодаря сильному внешнему воздействию. Это предотвращает расслоение коллоидной системы на составляющие за время, необходимое для застывания тугоплавкой жидкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 10-02-00354, проекта УрО РАН № 09-М-12-2002, и Государственной целевой программы Украины «Нанотехнологии и наноматериалы», № 1.1.1.3-4/10-Д.

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В. и др. Деф. и разр. материалов. **12**, 27 (2010).
2. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В. и др. Сварка и Диагностика. **6**, 34 (2010).
3. Рыбин В.В., Гринберг Б.А., Иванов М.А. и др. Сварка и Диагностика. **3**, 26 (2010).
4. V.V.Rybin, B.A. Greenberg, M.A. Ivanov et al. Journal of Nanoscience and Nanotechnology. **11**, (2011). (в печати)

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАН-ОРТОРОМБИЧЕСКИЙ АЛЮМИНИД ТИТАНА (СВАРКА ВЗРЫВОМ)

Антонова О.В., Гринберг Б. А.,Елкина О.А., Иноземцев А.В.

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

В настоящей работе приведены результаты структурных исследований биметаллических соединений титана с орторомбическим алюминидам двух марок ВТИ-1(Ti–30Al–16Nb–1Zr–1Mo ат.%) и сплав ВТИ-4 (Ti–21.9Al–23.5Nb–0.9Zr–0.45Mo–1.39Vат.%), полученных методом сварки взрыва (СВ). Для структурных исследований использовались методы оптической, электронной сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ТЭМ) микроскопии.

В обоих исследуемых сплавах границы раздела имели волнообразную форму, и при этом наблюдаются локализованные зоны частичного или полного расплава, формирующего так называемую структуру «вихря». Подробные структурные, особенно, результаты СЭМ исследований, указывают, что расплавление начинается с некой ”горячей” точки вблизи границы раздела, и распространяется в основном по материалу, имеющему меньшую температуру плавления (Ti). Расплавление происходит за времена порядка времени взрыва, т.е. 10^{-6} с, что определяет высокие скорости перемешивания и кристаллизации в этом объеме. Можно полагать, что послойное распространение кристаллизации в радиальном направлении от границ расплава к его геометрическому центру приводит к формированию наблюдаемой структуры вихревой зоны, где наблюдаемые слои отличаются по составу. Данные по химическому составу вихревой зоны (СЭМ) указывают на проникновение элементов одного материала в другой. Фактически основная часть вихревой зоны содержит твердый раствор на основе титана ($\geq$80% Ti). При ТЭМ анализе обнаружено, что вихревая зона вблизи волнообразной границы является дуплексной структурой α- и β- фаз нанометрического размера (30–50нм) и имеет переменный состав. Это служит подтверждением протекания процессов локального расплавления в контактной зоне.

Важную роль в сцеплении материалов играет фрагментация алюминида вблизи вихревой зоны. Фрагменты наблюдаются не только вблизи вихревых зон, но и вдоль самой границы раздела, которая содержит очень тонкий расплавленный (а потом застывший) слой толщиной 300–500 нм. Для границы соединения ВТИ-1 – титан этот слой, в основном, состоит из титана, обогащенного Nb и Al (СЭМ).

Наблюдаемая вблизи границы раздела фрагментированная структура алюминида (ТЭМ) по топологии отличается от полосовой структуры, наблюдаемой в вне переходной зоны. Она является типичной для большой деформации и наблюдается после взрыва и в алюминиде, и в титане с характерными для них особенностями. Было обнаружено, что при приближении к границе раздела со стороны титана полосовая структура переходит в рекристаллизованную зону.

1. В.В. Рыбин, Б.А. Гринберг, М.А. и.др. Деформация и разрушение материалов, **11**, pp. 27-33, 2010.
2. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин, О.В. Антонова, и др. Сварка и диагностика **6**., pp. 35-41 (2010)

СТАДИЙНОСТЬ МНОГОУРОВНЕВОГО РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН КАК НЕЛИНЕЙНОГО АВТОВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА ПОВОРОТНОГО ТИПА

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
elsukova@yandex.ru

Показано, что механизм локализованной пластической деформации и распространения усталостных трещин в поверхностном слое плоского образца при знакопеременном изгибе представляет собой многоуровневый нелинейный волновой процесс поворотного типа. В его основе лежит самоорганизация материальных поворотов пластических сдвигов в поверхностном слое и полей встречных поворотных мод напряжений в упруго нагруженной подложке. При достижении критического значения вихревой упругой деформации трещина останавливается. Для её дальнейшего распространения необходимо накопление критической плотности деформационных дефектов в поверхностном слое перед вершиной трещины. При выполнении данного условия упругий мезовихрь в подложке инициирует дальнейшее распространение усталостной трещины. Данный процесс периодически повторяется.

Экспериментальное обоснование распространения поверхностной усталостной трещины как нелинейного волнового процесса проведено на двухслойных образцах, представляющих собой мягкие фольги высокочистых алюминия и свинца, имитирующие ослабленный поверхностный слой, жестко закрепленные на прочных подложках. Нагружение проводили заведомо в условиях пластической деформации фольги при упругой деформации подложки. При этом в режиме многоцикловой усталости в фольге удаётся реализовать сверхвысокие степени интенсивной пластической деформации. На разных стадиях нагружения двухслойных образцов исследована деформационная картина, предшествующая разрушению фольги, как на её лицевой (свободной) поверхности, так и на обратной, которая обнажалась при отклеивании фольги после различных степеней деформации. Кроме того, с использованием оптико-телевизионного измерительного комплекса получали картину деформации на мезоуровне в виде полей векторов смещений.

Установлено, что в ходе циклического нагружения появлению трещины в зоне её зарождения предшествуют: локализованная пластическая деформация, сопровождаемая материальным поворотом в поверхностном слое и вихревой аккомодационной упругой деформацией в подложке, множественное скольжение и фрагментация материала поверхностного слоя, как кристаллографические повороты на мезомасштабном уровне, необходимые для аккомодации макроповоротной моды при раскрытии трещины.

Исследованы механизмы пластического деформирования материала в вершине остановившейся трещины по мере её прерывистого распространения. Вскрыта важная роль развития фрагментации в пластической деформации поверхностного слоя, которая реализует аккомодационные поворотные моды, необходимые для раскрытия усталостной трещины. Проведена структурная аттестация двух основных факторов нелинейной волны усталостного разрушения: автокаталитического (вихревой упругой деформации в подложке) и демпфирующего (локализации пластической деформации и раскрытия усталостной трещины в поверхностном слое).

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Данилов В.И., Орлова Д.В., Зуев Л.Б., Шляхова Г.В.

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

Результаты исследования природы пластической деформации твердых тел в течение последних трех десятилетий позволяют утверждать, что пластическое течение всегда протекает неоднородно и локализовано. Эта закономерность прослеживается на всех масштабных уровнях: микроскопическом, мезоскопическом и макроскопическом. На современном этапе можно считать установленным, что явление макролокализации характерно для любых материалов и любых условий нагружения, а распределения очагов макролокализации имеют автоволновую природу. Типы автоволн и их эволюция в процессе деформирования строго определены законом пластического течения, то есть, стадийностью кривых упрочнения материала. В рамках данной концепции на базе обширного экспериментального материала сформулировано правило соответствия типа автоволны локализации деформации стадиям деформационных диаграмм:

- на площадке текучести коэффициент деформационного упрочнения ($\theta = 0$) или на стадии легкого скольжения монокристаллов ($\theta \approx 10^{-3}\ G$) наблюдаются движущиеся с постоянной скоростью V_{aw} одиночные фронты – автоволны возбуждения;
- картина локализации деформации на стадии линейного упрочнения ($\theta = const$) представляет собой систему эквидистантно расположенных движущихся очагов локализованной деформации, то есть, фазовую автоволну с постоянными длиной λ и скоростью V_{aw};
- на стадии параболического упрочнения по Тейлору ($\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$, $\theta \sim \varepsilon^{-1/2}$) очаги локализации пластической деформации образуют неподвижную пространственно периодическую картину с постоянным пространственным периодом λ – стационарную диссипативную структуру;
- на стадии предразрушения ($\sigma \sim \varepsilon^{n}$, $n < 1/2$, $\theta \approx 0$) все, образовавшиеся на предыдущих стадиях очаги движутся к стационарной высокоамплитудной зоне локализации так, что обеспечивается их одновременный приход к ней в момент начала формирования шейки разрушения, то есть, происходит коллапс (стягивание) автоволны.

Таким образом, в рамках предлагаемой модели локализованное пластическое течение следует рассматривать как эволюцию автоволновых картин локализации, начиная от упругой деформации вплоть до разрушения. При этом самоорганизация очагов локализованной деформации, приводящая к формированию автоволн всех типов, может рассматриваться как обменное взаимодействие посредством фононов. Из данной модели следует, что процесс пластической деформации вместе с переходом от пластического течения к вязкому разрушению есть последовательная и закономерная смена типов автоволн локализованной деформации в таком порядке: автоволна возбуждения → фазовая автоволна → стационарная диссипативная структура → коллапс автоволны или стягивание последней в месте будущего разрушения образца. При смене закона пластического течения переход от одной автоволновой структуры к другой реализуется через рождение новой структуры из хаотического распределения деформаций по объему образца, возникающего после распада структуры, характерной для предыдущей стадии.

НЕЛИНЕЙНЫЕ АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Зуев Л.Б., Хон Ю.А.

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

Экспериментальные данные, полученные в течение последних двадцати пяти лет и обобщенные в монографии [1], показали, что пластическая деформация на макромасштабном уровне развивается локализовано, принимая форму автоволн [2]. Тип каждой из них определяется законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии пластического течения. Автоволны локализованного пластического течения характеризуются длиной $3 \le \lambda \le 15$ мм [1], скоростью распространения $10^{-5} \le V_{aw} \le 10^{-4}$ м/с [1], дисперсионным соотношением $\omega = 1 \pm k^2$ [3].

В работе предложено объяснение процесса формирования автоволн локализованной пластичности при растяжении с постоянной скоростью, основанное на представлении о самоорганизации дефектной структуры деформируемой среды. При пластической деформации изменение состояния среды определяется согласованным перераспределением упругих напряжений и движением очагов локализованной пластичности, возникающих на любой стадии процесса. Первый процесс контролируется скоростью звука, а второй - скоростью автоволн. Из размерных величин τ_P, D_{pp} можно составить комбинации $\lambda \approx \left(D_{pp}\tau_P\right)^{1/2}$ и $V_{aw} \approx \left(D_{pp}/\tau_P\right)^{1/2}$ с размерностями длины и скорости соответственно. При этом $D_{pp} \approx \lambda V_{aw} \approx r_{ion} V_{\perp} \approx 10^{-7}$ м^2/с, где r_{ion} – радиус иона в решетке металла, а $V_{\perp}$ – скорость поперечных звуковых волн. Отсюда следует, что градиенты упругой деформации и параметров порядка, описывающих неупругое поведение, взаимозависимы, что объясняет связь $\lambda \cdot V_{aw}$ с $r_{ion} \cdot V_{\perp}$.

Сказанное выше указывает на связь микроскопических решеточных характеристик деформируемых кристаллов с макроскопическими характеристиками локализованного пластического течения, хотя соотношение пространственных масштабов в этом случае $\lambda / r_{ion} \approx 10^8$. Наличие такой связи, в частности, означает, что:

- упругая компонента общей деформации ε_{el} играет важную роль в развитии общей деформации ε_{tot} тела под нагрузкой.

- решеточные характеристики деформируемой среды и характеристики локализованной пластической деформации связаны соотношением $\lambda \cdot V_{aw} \approx \zeta \cdot r_{ion} \cdot V_{\perp}$, выражающим масштабную инвариантность деформации на микро- и макроуровнях;

- очаговый характер пластического течения позволяет выделить в деформируемой среде параметры порядка. Уравнения их эволюции соответствуют уравнениям процессов самоорганизации в активных распределенных средах. В деформируемой среде коэффициенты переноса могут быть как положительными, так и отрицательными, приводя к кривым дисперсии с минимумом либо с максимумом соответственно;

- согласие экспериментальных и расчетных кривых дисперсии на стадиях I и II деформационного упрочнения позволяет утверждать, что деформируемая среда представляет собой распределенную систему, активность которой выражается в генерации очагов пластической деформации под действием внешней силы.

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
2. Земсков В.П., Лоскутов А.Ю. // ЖЭТФ. 2008. Т. 134. № 2(8). С. 406-412.

3. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Баранникова С.А. // ЖТФ. 2010. Т. 80. № 7. С. 53-59.
4. Zuev L.B., Barannikova S.A. // J. Mod. Physics. 2010. V. 1. N 1. P. 1-8.

ИНТЕНСИВНАЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Столяров В.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
vlstol@mail.ru

Проблема разработки методов получения объемных наноструктурных материалов является актуальной, особенно для длинномерных полуфабрикатов тонкого сечения из труднодеформируемых сплавов. Известные и широко используемые методы интенсивной пластической деформации имеют ограничения как по форме и размерам образцов, так и по эффективности процесса. Одним из подходов к созданию материалов с нано- и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой является метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ). Недавно было показано, что ЭПЭ не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование наноструктуры [1]. В данной работе демонстрируется возможность применения электропластической прокатки, как метода формирования нано и УМЗ структур, а также повышения механических свойств в титановых сплавах различной природы (чистом титане ВТ1-0, двухфазном сплаве ВТ6, сплаве с памятью формы TiNi).

Другим важным аспектом работы является выяснение особенностей ЭПЭ при прокатке и растяжении с импульсным током в сплавах с КЗ и УМЗ структурой. Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на технологическую пластичность, возможность формирования наноструктуры и повышения прочностных характеристик.

Анализируется природа разнонаправленных скачков напряжения, наблюдаемых на диаграммах «напряжение-деформация» при растяжении с импульсным током. Введение импульсного тока при растяжении вызывает скачки напряжений «вверх-вниз», связанные либо с фазовым превращением, либо с электропластическим эффектом. ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки, контракты П340 и 14.740.11.0825.

1. В.В.Столяров, У. Х. Угурчиев, И. Трубицына, и др // ФТВД, **4,** 16, (2006) 64.

НОВЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВРЕМЕННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Семухин Б.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН).
г. Томск, Россия, bss@ispms.tsc.ru

Акустико-эмиссионный метод широко используется в качестве одного из основных дефектоскопических методов с целью определения места нахождения и размера того или иного дефекта типа трещина или несплошность. Однако до настоящего времени не было работ, посвященных попытке оценить действующие напряжения в точке возникновения сигнала акустической эмиссии, по каким либо характеристикам спектра сигналов, координатам и т. д.

Поликристалл, нагруженный внешним устройством, представляет собой мозаику напряженных областей микроскопического масштаба, связанных с концентраторами напряжений, в области которых генерация дислокационных сдвигов оказывается более вероятной. Каждый сдвиг при этом рассматривается как скачкообразный релаксационный процесс. Релаксационный скачок сопровождается излучением упругих импульсов (акустической эмиссией - АЭ). Таким образом, состояние напряженного материала характерно тем, что в системе упруго напряженных концентраторов блуждают случайные упругие импульсы, наложение которых на статические поля концентраторов повышает вероятность релаксационных актов пластической деформации [1]. При одновременном движении миллионов дислокаций в период течения образца, сгенерированные волны напряжений накладываются и дают значительную, так называемую непрерывную эмиссию. При малых скоростях деформации образца возбуждаемая эмиссия сравнима с фоновым шумом, однако по мере роста скорости деформации число сигналов и их амплитуды возрастают. АЭ при пластической деформации отличается от импульсной эмиссии тем, что в первом случае индивидуальные источники являются практически неразличимыми во времени. В отличие от этой эмиссии, импульсы дискретной АЭ при пластической деформации материалов возникают в результате потери сдвиговой устойчивости на микроуровне в локальных зонах кристаллической решетки не за счет движения небольших групп дислокаций в плоскостях легкого скольжения или движения диссипативных структур в виде дислокационных ансамблей, а в результате перемещения в материале различных объемных структурных элементов — блоков, субзерен, зерен, их конгломератов. Об этом в работах Слуцкера и Журкова говорится как о последовательности элементарных актов, описываемых экспоненциальной зависимостью долговечности материала от напряжений [2-4] Поэтому для определения характеристики, свидетельствующей о процессе разрушения, необходимо фиксировать именно сигналы дискретной АЭ в диапазоне частот, соответствующих размерам этих структурных элементов.

В настоящей работе предлагается новый метод определения временного сопротивления в процессе испытания образца, основанный на определении координат возникновения импульсов дискретной АЭ и связи их с напряжениями.

1. Zuev L.B., Semukhin B.S., Bushmelyova K.I., Zarikovskaya N.V. On the acoustic properties and plastic flow stages of deforming Al polycrystals // Material Letters. – 2000. - V. 42. – № 1-2 . – P. 97-10
2. Н. Журков. Вестн. АН СССР 11, 78 1957
3. В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. .-1974.-560 с.
4. А.И. Слуцкер Характеристики элементарных актов в кинетике разрушения металлов Физика твердого тела, 2004, том 46, вып. 9

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–B, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Глезер А.М.[1, 2], Пермякова И.Е.[1], Шурыгина Н.А.[1, 2], Рассадина Т.В[2].

[1]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия
[2]ГОУ ВПО «МГУПИ», Москва, Россия
shnadya@yandex.ru

Аморфные сплавы (АС) на основе системы Fe–Cr–B, полученные закалкой из жидкого состояния, обладают уникальным комплексом прочностных, магнитных и коррозионностойких свойств. Однако в исследованиях взаимосвязи структурных особенностей кристаллизации в процессе термической обработки и механических свойств АС остается много нерешенных задач.

Целью настоящей работы являлось детальное исследование влияния температурно-временных параметров кристаллизации высокопрочных АС системы Fe–Cr–B на изменение их механических характеристик. Объектом исследования являлся сплав $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$ полученные методом спиннингования на воздухе в виде ленты толщиной 35 мкм и шириной 5 мм. Термическая обработка осуществлялась отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале 450–520^{0}C в течение от 0,5 до 2 часов.

В сплаве $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$ реализуется эвтектический механизм кристаллизации, который протекает в интервале температур 460–510^{0}C. Формирующиеся кристаллы с эвтектической фазой представляют собой бочкообразные глобулы, состоящие из чередующихся нанопластин (толщиной не более 10 нм) борида железа Fe_3B (тетрагональная плотноупакованная решетка) и α-фазы FeCr в объемном соотношении 3:1.

С помощью просвечивающей электронной микроскопии были определены структурные параметры (средний размер и объёмная плотность доля областей эвтектики) по методике, изложенной в [1], в температурном интервале существования двухфазного состояния (аморфная фаза и эвтектика).

Проведены измерения микротвердости *HV* для исходного аморфного состояния, а также для тех структурных состояний, которые представляют собой двухфазную смесь аморфной фазы и эвтектики и содержат объемную долю эвтектики не более 0,5. Выделение эвтектических фаз вызывает заметное увеличение микротвердости *HV* аморфного состояния на стадии частичной кристаллизации.

Показано, что в сплавах системы Fe–Cr–B с эвтектическим характером кристаллизации при термических воздействиях основная причина роста прочности (микротвердости *HV*) связана с тем, что основной вклад в упрочнение АС в процессе выделения эвтектической фазы вносит упрочнение, связанное с более высокими значениями упругих модулей частиц кристаллической фазы, выделяющихся в аморфной матрице.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-02-00831) и программы МИНОБРНАУКИ «Научные и научно-образовательные кадры инновационной России» (проект № 2291).

1. Глезер А.М., Манаенков С.Е., Пермякова И.Е., Шурыгина Н.А. Влияние нанокристаллизации на механическое поведение аморфных сплавов на основе Fe-Ni // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 8. С. 1-10.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИРОДНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Куксенко В. С. [1], Рустамова М.З.[2]

[1] *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН*
С-Петербург, Россия
Victor.kuksenko@mail.ioffe.ru
[2]*Таджикский Государственный Университет права, бизнеса и политики.*
Таджикистан
rustamova-2009@mail.ru

Гетерогенность твердых тел играет определяющую роль в процессах деформирования и разрушения. Для природных материалов (горных пород) она проявляется на всех масштабных уровнях, от блочного строения земной коры до зернистого строения лабораторных образцов. В данной работе исследовались образцы гранита Вестерли, которые являются наиболее используемыми в мировой практике, поскольку являются сравнительно однородными.

В настоящей работе основное внимание было уделено структурным изменениям при деформации образцов гранита, причем структура гранита достаточно сложная, поэтому структурные изменения исследовались на основных минералах, которые составляет гранит.

Исследовали структуру и ее влияние на зарождение микротрещин в образцах гранита. Нагружение производилось в управляемом прессе в камере высокого давления. Акустическая эмиссия (АЭ) использовалась для управления режимом нагружения. При появлении очага разрушения образец разгружался. Делались шлифы в месте образования очага разрушения, на которых измерялись размеры зерен и микротрещин. Результаты сопоставлялись с аналогичными данными, полученными на образцах до нагружения.

Количественный микроанализ осуществлялся двумя методами. Первый метод – метод оптической микроскопии с подсчетом трещинных параметров в больших нестандартных шлифах (метод ВНИГРИ). Второй метод - это автоматический количественный обсчет структурно-текстурных характеристик с помощью устройства «Квантимет-720».

Микроскопический анализ шлифов показал различные структурные изменения, зарождение и развитие микротрещин. Гранит состоит в основном из четырех основных минеральных компонентов. Все эти минеральные компоненты по-разному ведут себя при деформировании, и поэтому механизм разрушения зависит как от самих минералов, так и от их ориентировки и структурных особенностей самой породы.

Обсуждаются вопросы переноса результатов на большие масштабы и прогнозирования макроскопического разрушения.

АКУСТОЭМИССИОННЫЙ МЕТОД ДИАГНОСТИКИ КОНСТРУКЦИЙ (НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ И ПРАКТИКА)

Куксенко В.С., Савельев В.Н., Савельев Д.В.

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

Метод акустической эмиссии (АЭ) базируется на закономерностях излучения упругих импульсов при образовании микротрещин в нагруженных телах.

Предлагается двухстадийная модель процесса разрушения гетерогенных материалов как основа прогнозирования макроскопического разрушения.

Приведены закономерности процесса разрушения на лабораторных образцах из металла.

Изучались закономерности наиболее часто встречающихся причин макроразрушения конструкций - усталостное разрушение стали и коррозионное растрескивание под напряжением.

Кинетику роста усталостной трещины (УТ) исследовали методом АЭ на среднем участке диаграммы циклического разрушения, где существует линейная связь между логарифмами коэффициента интенсивности разрушения и скорости роста трещины.

Показано, что скорость роста УТ определяется степенью поврежденности материала (микротрещинами) перед вершиной УТ на расстоянии радиуса пластической зоны. Скорость роста УТ можно контролировать методом АЭ.

Результаты исследования УТ были успешно реализованы на различных промышленных объектах, например, на реакторе гидрокрекинга, в корпусе которого по результатам АЭ диагностирования выявлена трещина и предотвращено его разрушение.

Испытание на коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) проводилось на фрагменте трубопровода содержащего кольцевой сварной шов.

По увеличению скорости накопления трещин, увеличению амплитуд сигналов АЭ и увеличению среднеквадратичного отклонения можно надежно указать время формирования и дальнейшее развитие очага макроразрушения.

Второй эксперимент по исследованию КРН проводилось на фрагменте реального участка газопровода длиной 10 м, содержащего дефекты КРН глубиной до 10 % от толщины стенки и протяженную (длиной более 700 мм) трещину КР.

Обсуждаются возможности АЭ метода для диагностики реальных работающих конструкций.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Голосов Е.В.

Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского госуниверситета, г. Белгород, Россия
kolobov@bsu.edu.ru

Обсуждаются особенности формирования зеренно-субзеренной структуры в титане и его сплавах [1].

Эффективными способами формирования субмикрокристаллических (СМК) и наноструктурированных (НС) зеренно-субзеренных структур с большой долей большеугловых границ и уменьшением размера элементов структуры до наномасштабного уровня является: интенсивная пластическая деформация методами кручения под высоким давлением, равноканального углового прессования (РКУП) (в том числе в сочетании с последующей прокаткой), винтовой экструзии, всестороннего прессования в штамповой оснастке, винтовой в сочетании с обычной сортовой прокаткой.

В последние годы обнаружено, что в процессе интенсивной пластической деформации некоторыми из известных перечисленных выше методов возможно образование в металлах и сплавах микро- и нанопористости на границах зерен. Рассматриваются способы контроля и устранения такой пористости. При участии авторов разработаны способы получения беспористых прутков и пластин промышленного сортамента с применением сочетания винтовой и сортовой прокаток [2].

Обсуждается проблема качественного улучшения биомеханической совместимости титановых сплавов с соблюдением принципа не использования для легирования вредных для живого организма химических элементов. Такая возможность реализована путем создания безникелевых низкомодульных (с модулем упругости, близким к живой костной ткани) сплавов на основе титана.

Проводится анализ возможностей формирования биоинертных и биоактивных покрытий на титановых имплантатах. Обсуждаются особенности метода микродугового (в растворах кислот и щелочей с добавлением нанокристаллического гидроксилапатита) формирования биоактивных гидроксилапатитовых покрытий на СМК титане и его сплавах [3].

1. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями, Российские нанотехнологии. 2009, № 11-12, стр. 19-31
2. Колобов Ю.Р., Дручинина О.А., Иванов М.Б. и др. Формирование пористых комбинированных биоактивных покрытий на титановых сплавах ВТ6 и ВТ16 методом микродугового оксидирования. Нано- и микросистемная техника, 2009, №2, с. 48-53
3. Иванов М. Б., Пенкин А. В., Колобов Ю. Р., Голосов Е. В., Нечаенко Д. А., Божко С. А. Структура и свойства деформированного состояния. Деформация и разрушение материалов. 2010, №9, с. 13-18

ВЛИЯНИЕ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ С УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЧАСТОТОЙ

Алехин В.П., Алехин О.В.

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

Ультразвуковая поверхностная упрочняющая обработка материалов (УЗО) основана на использовании энергии механических колебаний инструмента – индентора. Колебания совершаются с ультразвуковой частотой (20 кГц) и амплитудой колебаний 0,5–50 мкм. Энергия в зону обработки водится посредством статического усилия прижима инструмента к поверхности обрабатываемой детали. Исследование структуры материалов после УЗО проводилось металлографическим способом, а также электронно-микроскопическим на сканирующем электронном микроскопе JSM6700F с рабочим напряжением 30 кВ и на трансмиссионном электронном микроскопе высокого разрешения с увеличением более 10^6 EM2010 с рабочим напряжением 200 кВ. Исследование физико-механических свойств материалов после УЗО проводилось испытанием на микротвердость на приборе ПМТ-5 ЛОМО. Усталостные испытания образцов после УЗО проводились на специальной установке типа «Instron».

Установлена возможность получения при поверхностной упрочняющей ультразвуковой обработке (УЗО) наноструктуры с размерами 5–10 нм на глубине до 15 мкм и субмикрокристаллической структуры на глубине до 250–300 мкм от обработанной поверхности изделий из стали 4Х5МФ1С [1]. Установлено, что при этом наблюдается существенный рост прочности, твердости, износостойкости стали и ресурса работы изготовленных из неё деталей и узлов машин.

Установлено, что зависимости параметра шероховатости R_a и микротвердости поверхности образцов из армко-железа, стали 3, стали 10, стали 45, У8, У12 от основных технологических параметров УЗО (амплитуды колебаний индентора, статического усилия, скорости обработки, величины подачи, диаметра индентора сферической формы) имеют две области, разделенные экстремумами – максимум для микротвердости и минимум для параметра шероховатости R_a. В зоне до экстремумов наблюдается уменьшение R_a и увеличение микротвердости при росте амплитуды колебаний, статической нагрузки и убыли окружной скорости, подачи инструмента, диаметра сферы рабочего инструмента. При дальнейшем аналогичном изменении указанных технологических параметров наблюдается обратная зависимость – рост величины микрогеометрии и уменьшение микротвердости вследствие появления эффекта переупрочнения и контактной усталости обрабатываемого материала, сопровождающегося появлением в приповерхностных слоях большого количества микротрещин.

1. Алехин В.П., Алехин О.В. Нанотехнология поверхностной упрочняющей и финишной обработки деталей из конструкционных и инструментальных сталей // Машиностроение и инженерное образование. 2007. № 4. С. 2—13.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ КОМПОНЕНТОВ ВОЛЬФРАМ–МЕДЬ, МОЛИБДЕН–МЕДЬ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ

Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

В настоящее время композиции W–Cu, Mo–Cu находят практическое применение в качестве материала для изготовления термопар, нагревателей, экранов, электроконтактов [1]. Формирование эксплуатационно-надежных покрытий этой системы связано с трудностью смешивания W-Cu, Mo-Cu в поверхностных слоях при сохранении высокой адгезии поверхностного слоя с основой. В работе [2] такие покрытия были сформированы при электрическом взрыве молибденовых и медных фольг. Цель настоящей работы заключалась в формировании поверхностных слоев из несмешивающихся компонентов при использовании тугоплавкой фазы W, Mo в виде порошков и изучении особенностей их топографии и структуры.

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [3]. Для формирования поверхностных слоев проводили последовательную двухстадийную обработку. Первоначально осуществляли электровзрывное напыление (ЭВН) частицами порошков Mo или W. Навеску порошка размешали на медной фольге. Затем поверхность образцов обрабатывали плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва медной фольги. Для увеличения толщины слоя обработку повторяли. Покрытия получали при последовательном ЭВН частицами порошка W или Mo и ЭВН покрытия меди. Значения поглощаемой плотности мощности составляли 4,5 ГВт/м^2 для ЭВН частицами порошка, а также 3,7 и 6,5 ГВт/м^2 для ЭВН покрытия меди на Mo и W, соответственно. При формировании легированных слоев, также как и при нанесении покрытий, сначала осуществляли ЭВН частицами порошка Mo или W при 4,5 ГВт/м^2. Затем проводили электровзрывное легирование (ЭВЛ) поверхности плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва медной фольги при 7,6 и 8,1 ГВт/м^2 для Mo или W соответственно.

Установлено, что параметр шероховатости поверхностных слоев R_a = 2,5–3,6 мкм. Отдельные медные и молибденовые слои покрытий имеют толщину 40–45 мкм. При ЭВЛ формируются слои толщиной 40 мкм, вблизи поверхности которых размеры молибденовых или вольфрамовых включений в медной матрице изменяются в пределах от 1 мкм до 10 мкм. Это дает основания утверждать, что формируемые покрытия приемлемы для промышленного использования.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411, гос. контракт №14.740.11.0813).

1. О.Н. Крохин и др. // Нанотехника. 2008. № 1. С. 52–56.
2. Романов Д.А, Будовских Е.А., Громов В.Е. // Материалы VI Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций»;. – Оренбург: ОГУ, 2010. С. 161-168.
3. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. Новокузнецк, Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ АЛИТИРОВАНИИ С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Ионина А.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия
vostretsova_av@physics.sibsiu.ru

В последние десятилетия практическое использование обработки поверхности материалов концентрированными потоками энергии (КПЭ) развивается опережающими темпами. Электровзрывное легирование (ЭВЛ) – это способ модификации структуры и свойств поверхностных слоёв металлов и сплавов с целью их упрочнения. Оно осуществляется путём электрического взрыва проводников, формирования импульсных многофазных плазменных струй, оплавления ими поверхности и насыщения расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой и образованием новых упрочняющих фаз. Главной особенностью формируемых плазменных струй, служащих инструментом воздействия на поверхность, является неоднородность их строения и структуры. Кроме того, импульсный характер термосилового воздействия на поверхность при ЭВЛ, являются причинами формирования её высокоразвитого рельефа и незавершённости структурно-фазовых превращений в оплавляемых поверхностных слоях. Анализ литературных данных показал, что возможности ЭВЛ могут быть усилены сочетанием этого вида обработки с электронно-пучковой обработкой (ЭПО) поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Такая комбинированная обработки приводит к выравниванию рельефа поверхности и повышению механических и эксплуатационных свойств. Целью настоящей работы является изменение структурно-фазовых состояний поверхностных слоёв стали 45 после комбинированной обработки.

Для обработки была выбрана углеродистая сталь 45 с феррито-перлитной структурой. Образцы вырезались из стального прутка диаметром 20 мм, толщиной 3–5 мм. ЭВЛ осуществляли на электровзрывной установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности q = 4,5 ГВт/м^2 и длительности τ = 100 мкс. Последующую ЭПО осуществляли в двух режимах на установке «СОЛО»: 1) q = 7 ГВт/м^2, τ = 50 мкс и число импульсов N = 10; 2) q = 7 ГВт/м^2, τ = 50 мкс, N = 5.

Просвечивающая дифракционная электронная микроскопия показала, что фазовый состав поверхности электровзрывного алитирования с карбидом кремния и последующей ЭПО стали 45 представлен ячейками аустенита, зёрнами мартенсита, прослойками остаточного аустенита, частицами SiC субмикронных размеров и наночастицами сложного состава Al_4SiC_4, Fe_3Si.

Измерение микротвёрдости показало, что максимальное её значение на поверхности после комбинированной обработки составляет 10 ГПа, а глубина упрочнения 40 мкм. В исходном состоянии микротвёрдость составляет 2 ГПа. Износостойкость в условиях сухого трения скольжения после электровзрывного бороалитирования и ЭПО увеличивается в 12 раз.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (гос. Контракт № 14.740.11.0813, гос. Контракт № П411).

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ УСТАНОВКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА МАТЕРИАЛАХ

Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Будовских Е.А., Кузнецов В.А., Громов В.Е.

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

Одним из перспективных направлений использования электровзрывной обработки является электровзрывное легирование (ЭВЛ) поверхности с целью ее упрочнения и повышения функциональных свойств, таких, например, как твердость, износо- и жаростойкость и др. В настоящее время доказано повышение эксплуатационных свойств при электровзрывном науглероживании, карбоборировании, меднении и боромеднении железа и никеля, алитировании и бороалитировании железа. При ЭВЛ в несколько раз увеличиваются эксплуатационные свойства штамповой стали Х12М, быстрорежущей стали Р6М5, титановых сплавов ВТ20, ВТ6.

Известны электровзрывные установки (ЭВУ) для модификации поверхностных слоев на материалах все операции по регулировке, контролю и выполнения процессов на которых производятся вручную. Для устранения подобных недостатков разработана схема ЭВУ на симисторном регуляторе напряжения с реле времени, позволяющая автоматизировать весь технологический процесс. Регулируя выдержку времени Δt на реле времени можем устанавливать необходимую энергию заряда батареи. Симисторный регулятор напряжения с помощью схемы обратной связи по току поддерживает постоянным установленный ток заряда силовой батареи. По достижении батареи установленной энергии заряда реле времени отключает схему заряда и включат с помощью реле схему коммутирующего устройства. Когда симисторы в симисторном регуляторе напряжения будут полностью открыты, линейная зависимость роста заряда и напряжения батареи от времени смениться на нелинейную и дальнейший заряд батареи не будет соответствовать поставленной задаче. Поэтому максимальное время выдержки на реле времени будет ограничиваться выпрямленным напряжением. При возникновении погрешности в линеаризации появляется неточность в обработке материалов.

Возможность избавиться от перечисленных недостатков в работе установке дает использование в схеме электровзрывной установки генераторов мощных токовых импульсов (ГМТИ). На конденсаторную батарею подаются импульсы тока одной полярности, образуемые ЭДС самоиндукции дросселя. Благодаря большой частоте импульсов, подаваемых на дроссель мы сможем зарядить конденсаторную батарею до рабочего напряжения порядка 5 кВ. Для того, чтобы контролировать степень заряженности батареи используется трансформатор тока, с помощью которого заряжается конденсатор. Поскольку между амплитудой импульсов, вырабатываемых дросселем на конденсаторную батарею и амплитудой импульсов, вырабатываемых трансформатором тока для заряда конденсатора существует постоянная пропорция, между напряжением и зарядом батареи и напряжением и зарядом конденсатора будет существовать та же самая пропорция. Таким образом, контролируя напряжение и соответственно заряд конденсатора мы будем контролировать напряжение и заряд конденсаторной батареи. ГМТИ на запираемом тиристоре позволяет использовать нелинейные характеристики.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411, гос. контракт №14.740.11.0813).

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Романов Д.А., Громов В.Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия, vaschuk@bk.ru

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) – способ модификации структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника, формировании из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавлении ею поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой.

Целью настоящей работы является повышение микротвердости поверхностных слоев стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах.

Легирование проводили в режимах, которые обеспечивали поглощаемую плотность мощности *q*, равную 6,5; 7,6; 8,6 ГВт/м^2. Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массы 35 и 70 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 60 мг. Площадь обрабатываемой поверхности стали 45 составляла 3 см^2. Обрабатывали сталь 45 в отожженном состоянии с феррито-перлитной структурой.

Установлено, что электровзрывное боромеднение приводит к повышению микротвердости поверхности в 5–7 раз по сравнению с исходным значением. При массе медной фольги 70 мг при интенсивности облучения от 6,5, 7,6 и 8,6 ГВт/м^2, микротвердость поверхности достигает значений 1100, 1150 и 1350 HV, толщина зоны легирования составляет 13, 14 и 15 мкм, соответственно (рис. 1, *б*). Уменьшение массы медной фольги при тех же значениях *q* приводит к незначительному увеличению микротвердости до значений 1000, 1300 и 1400 HV, толщина зоны легирования составляет 10, 20 и 25 мкм (рис. 1, *а*). Зависимость микротвердости от интенсивности облучения с учетом точности измерений может быть аппроксимирована линейной функцией. Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного легирования от интенсивности воздействия имеет монотонно-падающий характер. Наибольшее упрочнение достигается при *q* = 8,6 ГВт и массе медной фольги 35 мг, когда микротвердость составляет 1100–1200 HV в поверхностном слое глубиной 15 мкм (рис. 1, *а*). Это примерно в 6 раз больше по сравнению с исходным значением.

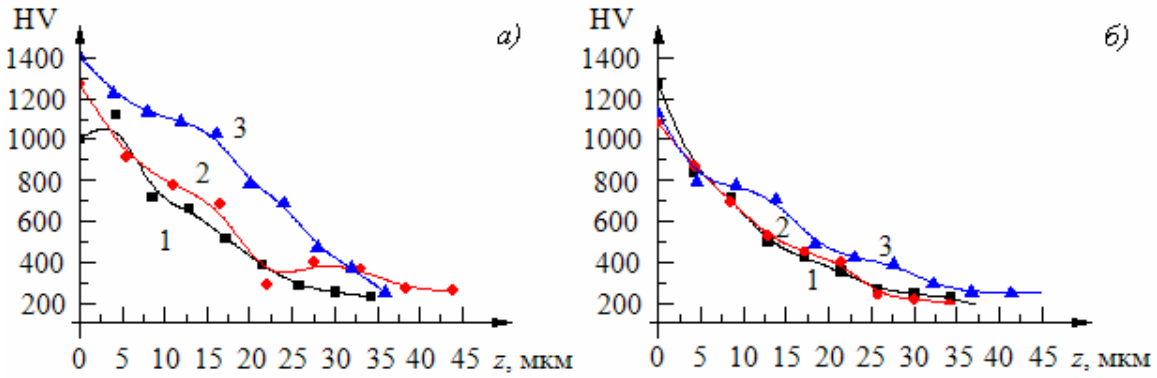


Рис. 1. Зависимость микротвердости поверхностных слоев зоны электровзрывного боромеднения стали 45 при массе медной фольги 35 мг (*а*) и 70 мг (*б*) от интенсивности воздействия, где q: 1 – 6,5; 2 – 7,6; 3 – 8,6 ГВт/м^2

Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проект № 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракты №№ П332, 14.740.11.0693, 14.740.11.0813).

КАРБИДИЗАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАУГЛЕРОЖИВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Бащенко Л.П., Карпий С.В., Романов Д.А., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

Электровзрывное легирование состоит в изменении структурно-фазовых состояний и свойств металлов и сплавов путем оплавления и насыщения поверхности импульсной плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва проводников. Обладая рядом достоинств, оно сопровождается незавершенностью структурно-фазовых превращений. Так, при науглероживании титана с использованием в качестве взрываемого проводника углеграфитовых волокон легирование осуществляется как плазменным компонентом струи, так и конденсированными частицами продуктов взрыва в виде отдельных частиц волокон. Поскольку титановые сплавы обладают высокой схватываемостью с парой трения и, как следствие, низкой износостойкостью, такая обработка может найти применение для поверхностного упрочнения деталей из них, работающих в условиях изнашивания, в том числе и при повышенных температурах.

Ранее выполненные исследования показали, что большое количество структурно-свободного углерода в форме графита в зоне электровзрывного науглероживания титановых сплавов допускает возможность проведения дополнительной термической обработки с тем, чтобы вызвать образование на поверхности высокотвердой, износостойкой и вместе с тем жаростойкой фазы карбида титана. Вакуумный отжиг в печи сопротивления при сохранении частиц графита приводит к заметному огрублению структуры основы.

Целью настоящей работы явилось изучение такой возможности при электровзрывном науглероживании сплава ВТ6 и последующей электронно-пучковой обработке поверхности легирования.

Науглероживание образцов осуществляли на лабораторной установке ЭВУ 60/10 электрическим взрывом углеграфитовых волокон при поглощаемой плотности мощности 4,5 ГВт/м^2. Термообработку с целью растворения частиц графита проводили на установке «СОЛО» ИСЭ СО РАН. Изменяли такие параметры обработки как плотность энергии импульсов (25 и 35 Дж/см^2), длительность импульсов (100 и 200 мкс), а также их количество (5, 10 и 20).

Световая микроскопия химически протравленных шлифов показала, что комбинированная обработка позволяет получать слои толщиной от 30 до 60 мкм с мелкодисперсной и преимущественно дендритной структурой. Их микротвердость составляет 770 *HV*. При этом зона науглероживания включает отдельные слаботравящиеся сравнительно протяженные области (до 100–150 мкм) области с высокой микротвердостью (2350 *HV*), по-видимому, представляющие собой включения карбида титана. Использованные режимы электронно-пучковой обработки не привели к полному растворению частиц углеграфитовых волокон, проникающих в расплав при ЭВВЛ.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813, гос. контракт № П411).

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni_3Al

Мартынов А.Н., Старостенков М.Д.[1], Ивахин М.П., Полетаев Г.М.[1]

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[1]Алтайский государственный технический университет им И.И. Ползунова, Барнаул, Россия,
genphys@mail.ru

В работе рассмотрены результаты, полученные при исследовании методом молекулярной динамики механизмов пластической деформации вблизи симметричных границ зерен наклона <111> и <100> в интерметаллиде Ni_3Al в условиях одноосной деформации. Интерметаллид Ni_3Al выделяется из ряда подобных упорядоченных сплавов уникальным свойством – положительной температурной зависимостью предела текучести. В связи с этим такие сплавы находят практическое применение в качестве жаропрочных и высокопрочных конструкционных материалов.

Значения стартовой деформации расчетного блока, при которых начинались пластические сдвиги при включении молекулярно-динамического эксперимента, зависели от угла разориентации зерен и от направления деформирования. Для пластической деформации характерным являлось резкое увеличение интенсивности зернограничной диффузии и появление коллективных смещений большого числа атомов. Причиной таких коллективных смещений являлись внутризеренное скольжение и зернограничное проскальзывание.

При малых значениях стартовой деформации в основном реализовывалось зернограничное проскальзывание, при котором происходили смещения атомов вдоль границы зерен. Причем для границ <111> в процесс проскальзывания вовлекалось большее число атомов, и относительное смещение зерен протекало более интенсивно, чем в случае границ <100>. С увеличением величины стартовой деформации включался механизм внутризернного скольжения, которое заключалось в испускании дислокации с границы зерен. Пластическая деформация осуществлялась при этом посредством совместного действия зернограничного проскальзывания и внутризеренного скольжения.

Сильная деформация сжатия вдоль осей Y и Z приводила к расщеплению зернограничных дислокаций и миграции границы, а деформация растяжения, за счет увеличения избыточного свободного объема, приводила к образованию аморфной структуры в области границы зерен. При расщеплении зернограничной дислокации в бикристалле Ni_3Al в зерно испускалась частичная дислокация, в результате чего в зерне возникала антифазная граница.

При больших значениях стартовой деформации сжатия и растяжения происходило интенсивное испускание с границы зерна комплекса дислокаций, что приводило к образованию структуры, состоящей из множества разориентированных относительно друг друга вдоль плотноупакованных плоскостей кристаллических кластеров. Размер кластеров зависел от величины приложенного напряжения.

При высоких значениях стартовой деформации растяжения в границах <111> и <100> (ε>9%) внутризеренное скольжение и зернограничное проскальзывание были менее выражены на фоне разрушения кристаллической структуры вблизи межзеренной границы с образованием аморфной области. Избыток свободного объема, возникающий при растяжении, накапливался в такой области. При охлаждении расчетного блока атомы, находящиеся в аморфной области, оседали на ее границах, что приводило к образованию поры.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНООСНЫМ СЖАТИЕМ

Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф.[1], Громов В.Е., Коновалов С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

В работе проанализированы результаты, полученные при исследовании структуры и фазового состава стали, сформировавшегося в результате закалки (состояние стали перед деформацией) и при исследовании эволюции дефектной субструктуры и фазового состава закаленной стали 38ХН3МФА, подвергнутой пластической деформации путем одноосного сжатия. В результате исследований показано, что аустенитизация стали при температуре 950 °С (1,5 час.) и последующая закалка в масле приводит к формированию многофазного материала, а именно, α-фаза (мартенсит), γ-фаза (остаточный аустенит), карбид железа (цементит «самоотпуска»). Основной фазой является мартенсит. Преимущественной морфологией мартенсита является пакет кристаллов – реек (пакетный мартенсит). Второй морфологической составляющей исследуемой стали является мартенсит пластинчатый высокотемпературный. Остаточный аустенит имеет форму тонких прослоек и располагается по границам кристаллов мартенсита. Цементит «самоотпуска» игольчатой формы располагается преимущественно в кристаллах пластинчатого высокотемпературного мартенсита; в виде округлых частиц – по границам кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита, пакетов и зерен.

Исследования закаленной стали, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, выполненные методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, выявили сложный взаимосвязанный характер эволюции фазового состава и дефектной субструктуры материала, проявляющийся на макро-, микро- и наноструктурных уровнях.

Деформация закаленной стали сопровождается скольжением дислокаций и микродвойникованием. Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается рост плотности микродвойников; скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и амплитуды дальнодействующих полей напряжений; уменьшение продольных размеров фрагментов кристаллов мартенсита.

Деформация закаленной стали сопровождается формированием в каналов локализованной деформации, располагающихся преимущественно вдоль границ раздела соседних пакетов или границ раздела пластин и пакетов. Как правило, канал деформации имеет форму вытянутой области, поперечные размеры которой ~0,5 мкм. Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50-100 нм. Важно отметить, что в прилегающих к каналу деформации областях материала структура стали по морфологическому признаку подобна структуре исходного состояния, т.е. выявляются кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации, возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких десятков процентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (г/к П332).

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Мясникова М.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

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

В научной периодике имеется значительное количество экспериментальных данных по установлению влияния внешних энергетических воздействий на физические и механические свойства материалов. Однако, отсутствуют данные по влиянию магнитного поля на эволюцию параметров дислокационной субструктуры (ДСС) в процессе ползучести алюминия, этим обуславливается актуальность представляемой работы.

Исследования ДСС образцов осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии фольг на просвет для пяти случаев: исходное, разрушенное и промежуточное (15 % деформации) состояния; разрушенное и промежуточное (22 % деформации) состояния в магнитном поле 0,30 Тл.

В качестве параметров, характеризующих ДСС, использовали величину скалярной плотности дислокаций ($<\rho_д>$) и объемную долю типа субструктуры (*Pv*). Результаты количественного анализа ДСС представлены в таблице. Анализируя результаты можно отметить, что независимо от условий проведения эксперимента, основным типом ДСС является хаотическая, объемная доля которой составляет 72 и 77 %, соответственно. Более явные отличия обнаруживаются при сопоставлении скалярной плотности дислокаций и дислокационных петель ($<\rho_п>$): ползучесть привела к увеличению более чем в 3 раза величины скалярной плотности дислокаций и формированию дислокационных петель. При этом значения обоих параметров дислокационной субструктуры выше в алюминии, деформированном в присутствии магнитного поля. Отметим, что чем выше плотность дислокационных петель, тем больше степень закрепления дислокаций и тем выше прочность материала.

Таблица – Параметры (ДСС), формирующихся в алюминии, деформированном в условиях ползучести

ε, %	$<\rho_д>$, 10^{10}, см$^{-2}$		$<\rho_п>$, 10^{10}, см$^{-2}$		*Pv*, %					
					B = 0			*B* = 0,3 Тл		
					тип ДСС			тип ДСС		
	B = 0 Тл	*B* = 0,3Тл	*B* = 0 Тл	*B* = 0,3 Тл	хаотическая	сетчатая	ячеистая	хаотическая	сетчатая	ячеистая
0	0,55		0,0		100	0	0	100	0	0
15	1,65	2,2	1,0	1,6	77	23	0	72	23	5
22	2,0	1,8	1,2	2,5	72	28	0	79	21	0

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ГЕНЕРАТОРОВ МОЩНЫХ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ В НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Кузнецов В.А.*, Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.

ГОУ ВПО Сибирский государственный индустриальный университет“,
**ОАО “Новокузнецкий металлургический комбинат”, Новокузнецк, Россия*
gromov@physics.sibsiu.ru

Генераторы мощных токовых импульсов (ГМТИ) создают новые возможности перед технологиям в обрасти пластичности и прочности металлов. Явление электропластичности, повышение прочности металлов при обработке импульсами производимыми ГМТИ позволяют совершенствовать процессы обработки металлов давлением, создать более прочный металлорежущий инструмент, высококачественные пружины, буровые коронки, конструкционный прокат с повышенной прочностью.

При использовании генераторов мощных токовых импульсов (ГМТИ) возникает необходимость регулировать их параметры и, в первую очередь амплитуду. Для получения этой возможности в схему ГМТИ была введена отрицательная обратная связь по амплитуде токовых импульсов. Обратная связь по амплитуде токовых импульсов исключает влияние колебаний напряжения в питающей сети и изменений сопротивления в нагрузке на амплитуду токовых импульсов. На практике совместно с плавной регулировкой амплитуды импульсов требуется плавно регулировать частоту следования. Для этих целей можно использовать ГМТИ, выполненный на запираемом тиристоре. В этой схеме регулирование амплитуды токовых импульсов осуществляется изменением напряжения заряда конденсаторной батареи, которая заряжается напряжением выпрямителя и регулируется с помощью симисторного регулятора напряжения

Для регулировки частоты следования импульсов применяется запираемый тиристор. Для управления запираемым тиристором в схеме применен автогенератор. Частота генерируемых автогенератором гармонических колебаний регулируется переменным конденсатором. Дифференциальный усилитель мощности позволяет амплитуду запирающего сигнала сделать больше амплитуды открывающего сигнала.

Силовая схема ГМТИ вырабатывает силовые токовые импульсы с регулируемой частотой от f_{min} до 300 импульсов в секунду. Если вырабатывать силовые токовые импульсы в нагрузке с частотой больше 300 Гц, то будут иметь место колебания амплитуды импульсов. Для устранения этого недостатка предлагается использовать 12-и пульсную систему. В этом случае частота заряда конденсаторной батареи равна 600 Гц, частота импульса может регулироваться от f_{min} до 600 Гц со стабилизацией амплитуды, но при этом сузится диапазон регулирования угла β от 75° до 90°.

Схемы ГМТИ необходимо включать в работу с нулевой амплитудой токовых импульсов и постепенно выводить на рабочий режим. При включении на полный режим первоначальный импульс может оказаться максимальной амплитуды, что вызовет повреждения в нагрузке.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ

Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Мясникова В.И.[1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Юрьев А.Б., Громов В.Е.[1]

ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат", Новокузнецк, Россия
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Важной проблемой, определяющей эффективность всего металлургического передела, является повышение эксплуатационной стойкости чугунных прокатных валков. Одно из перспективных направлений ее решения связано с разработкой режимов плазменного упрочнения поверхности рабочих калибров. И в этом случае достижение значимого технологического результата невозможно без анализа закономерностей формирования и эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в процессе плазменного упрочнения и эксплуатации на стане. В связи с этим в настоящей работе выполнено исследование, посвященное анализу изменения структуры при плазменном упрочнении валков.

Материалом исследования являлись прокатные валки из чугуна марки СПХН. Поверхностное упрочнение литых чугунных валков проводили на установке плазменной закалки УПН-303 с применением плазмотрона прямого действия.

Микроструктура литых неупрочненных валков состоит из пластинчатого перлита, ледебурита (перлито-карбидная эвтектика) и пластинчатого графита. Микроструктуру плазменноупрочненных чугунных калибров можно разделить, по направлению от поверхности нагрева, на зону оплавления (ЗО) и зону термического влияния (ЗТВ). Структура чугуна ЗО состоит из мелкодисперсного ледебурита, участков мартенсита и остаточного аустенита, ЗТВ – из мартенсита, остаточного аустенита, ледебурита, монолитных карбидов и пластинчатого графита.

Кратковременная эксплуатация плазменноупрочненного валка на прокатном стане (прокатано 10 тонн) приводит к уменьшению поверхностного слоя, сформированного мелкодисперсным ледебуритом. Долговременная эксплуатация плазменноупрочненного валка (прокатано 700 тонн) приводит к полному разрушению зоны плазменного упрочнения.

Эксплуатация плазменнопрочненных валков сопровождается множественными изменениями структуры и фазового состава чугуна: во-первых, измельчением структурных составляющих (карбидной фазы ледебурита); во-вторых, распадом твердого раствора кристаллов мартенсита с образование частиц карбидной фазы наноразмерного диапазона; в-третьих, деформационным упрочнением фаз, формирующих структуру валка; в-четвертых, полиморфным альфа-гамма-альфа превращением по сдвиговому механизму с образованием кристаллов мартенсита в структуре пластинчатого перлита.

Таким образом, увеличение срока службы прокатных валков из чугуна марки СПХН путем плазменного упрочнения обусловлено существенной модификацией его поверхностного слоя, заключающейся в диспергировании структуры ледебурита и формировании закалочной (аустенитно-мартенситной) структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)" (проект 2.1.2/13482)

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ

Горбунов С.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Бессонов Д.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структуры поверхностного слоя аустенитной стали 08Х18Н10Т, формирующегося в условиях высокоинтенсивной электронно-пучковой обработки и последующего многоциклового усталостного нагружения вплоть до разрушения.

Предварительными исследованиями было установлено, что в исходном состоянии исследуемая сталь является многофазным разномасштабным поликристаллическим материалом, зерна которого содержат микродвойники и дислокационную субструктуру. Вторые фазы представлены частицами карбида типа $M_{23}C_6$, предпочтительно $(Fe, Cr)_{23}C_6$, размеры которых изменяются в пределах от десятков до сотен нанометров. Местами расположения частиц являются внутрифазные границы и стыки границ, элементы дислокационной субструктуры, а также строчки дендритной ликвации.

Последующая высокоинтенсивная электронно-пучковая обработка с плотностью энергии пучка электронов 15 Дж/см^2 приводит к существенным преобразованиям структуры поверхностного слоя, заключающимся в: формировании ячеек дендритной кристаллизации; полном растворении частиц исходной карбидной фазы; формировании изотропной зеренной структуры, средний размер зерен которой в 1,5…2 раза меньше среднего размера зерна исходного состояния стали; выделении наноразмерных частиц вторых фаз.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 25 Дж/см^2 приводит к формированию структуры, характеризующейся меньшей величиной скалярной плотности дислокаций, линейной плотности микродвойников и изгибных экстинкционных контуров, что обусловлено, очевидно, снижением скорости охлаждения стали с увеличением плотности энергии пучка электронов.

При усталостном нагружении стали в поверхностном слое материала толщиной ~70 мкм формируются области с критической структурой, не способной к дальнейшей эволюции. Формирование такой структуры приводит к зарождению и росту микротрещин и, следовательно, разрушению образца в целом.

Причиной усталостного разрушения стали, обработанной электронным пучком при E_S = 15 Дж/см^2, является формирование областей с критической структурой в подслое, расположенном на глубине ~10 мкм. Усталостное разрушение стали, обработанной электронным пучком при E_S = 25 Дж/см^2 не приводит к формированию структуры, относящейся к разряду критической.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СУБСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЯ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Невский С.А., Мясникова В.И., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.[1], Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование алюминия, подвергнутого испытанию на релаксацию напряжений, как в обычных условиях, так и при наложении электрического потенциала. В ходе исследования было установлено, что в поверхностных слоях алюминия вне зависимости от условий эксперимента (наличия и отсутствия потенциала) выявлено три типа дислокационных субструктур: хаотическая, сетчатая и полосовая. Основным типом субструктуры является структура дислокационного хаоса. С увеличением величины приложенного потенциала объемная доля материала, занятого хаотически распределенными дислокациями, увеличивается с 0,89 при деформации без потенциала до 0,97 при потенциале 1 В, также происходит рост объемной доли материала, занятого полосовой субструктурой с 0,03 в обычных условиях до 0,21. Анализ параметров дефектной субструктуры показал, что изменение электрического потенциала приводит к существенному увеличению скалярной плотности дислокаций (в ~2,5 раза), снижением в ~2,7 раза линейной плотности изгибных экстинкционных контуров (количества концентраторов напряжений) и в ~1,2 раза величины средних поперечных размеров изгибных экстинкционных контуров (амплитуды внутренних полей напряжений)

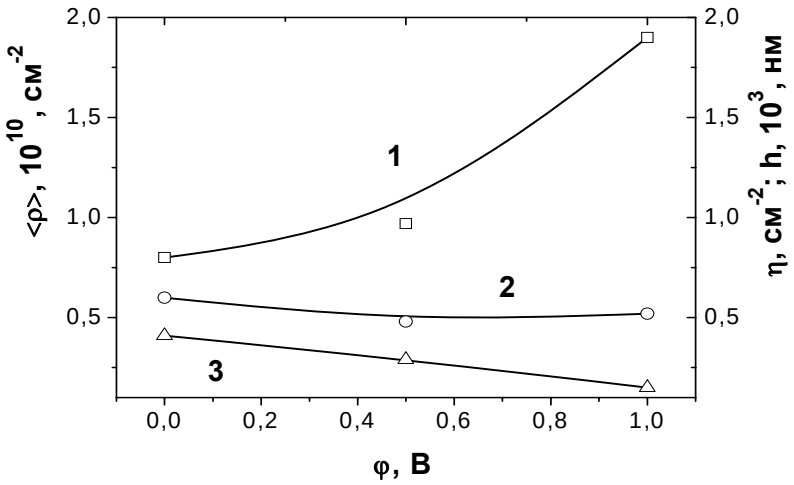


Рис. Зависимость от величины потенциала скалярной плотности дислокаций <ρ> (кривая 1), средних поперечных размеров изгибных экстинкционных контуров *h* (кривая 2) и линейной плотности изгибных экстинкционных контуров η (кривая 3)

Таким образом, приложенный к образцу электрический потенциал в условиях релаксации напряжений способствует активизации источников дислокаций и изменению скорости релаксации напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ЭВОЛЮЦИЮ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Старовацкая С.Н., Мясникова В.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Выполнены исследования структуры технически чистого алюминия А85 в исходном состоянии и его эволюции при ползучести в стандартных условиях и при наложении электрического потенциала +1В методами сканирующей электронной микроскопии. Показано, что поверхность разрушения содержит остаточные признаки, которые указывают на протяженность при разрушении высокоэнергетического (вязкого) и низкоэнергетического (хрупкого) распространения трещин.

Установлено, что поверхность излома алюминия состоит из волокнистой зоны и зоны среза; радиальная зона отсутствует. Это указывает на то, что разрушение алюминия происходило в условиях стабильного роста трещины. Основную площадь поверхности разрушения занимает волокнистая зона, сформированная ямками разрушения, представляющими собой половину микропоры, через которую прошло разрушение.

Зона среза в образце, разрушенном без наложения потенциала, составляет (10…12) %; в образце, разрушенном в условиях приложенного потенциала +1 В, относительная площадь, занятая зоной среза, составляет (5…7) %. Следовательно, наложение потенциала +1 В приводит к снижению вязкости алюминия при деформации в условиях ползучести.

Исследование микрорельефа боковой части образцов вблизи поверхности разрушения обнаружило большое число полос скольжения, что свидетельствует о высокой степени пластичности материала. Микротрещины на боковой поверхности образцов не обнаружены. Ямки сдвига преимущественно формировались при ползучести алюминия в условиях наложения потенциала. Испытания на ползучесть приводят к формированию поверхности разрушения с широким диапазоном размеров ямок вязкого излома.

Установлено, что средний диаметр ямок вязкого излома D зависит от условий проведения эксперимента. А именно, при ползучести без наложения потенциала D = 1,84±1,3 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению D в ~1,2 раза. Одновременно с этим уменьшается и интервал существования размеров ямок: в экспериментах без потенциала максимальный размер ямок D_{max} достигал 7 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению D_{max} до 5 мкм. Зона среза в исследованных образцах также содержит ямки вязкого излома, средние размеры которых при испытаниях без потенциала практически совпадают со средними размерами ямок волокнистой зоны. При наложении потенциала +1 В средний размер ямок вязкого излома в зоне среза снижается в ~1,3 раза по сравнению с размерами ямок волокнистой зоны соответствующего состояния материала.

Отметим, что топография излома связана с прочностными и пластическими свойствами материала. При ползучести алюминия зафиксировано увеличение фрактальной размерности при наложении электрического потенциала, в то время как на СЭМ изображениях визуально заметные изменения рельефа отсутствуют за исключением некоторого уменьшения размеров ямок вязкого излома. Изменение фрактальной размерности свидетельствует об увеличении степени шероховатости структуры, что подтверждается результатами измерений размеров и количества ямок вязкого излома.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № 16.740.11.0314) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВК10КС

Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
oskolkova@kuz.ru

Карбидовольфрамовые твёрдые сплавы остаются основным материалом при производстве бурового и горно-режущего инструмента. Одной из причин образования дефектов в твёрдом сплаве является абразивное изнашивание поверхности.

Цель настоящей работы – получение с помощью электровзрывного легирования (ЭВЛ) на поверхности твёрдого сплава ВК10КС упрочнённого слоя, дополнительно легированного карбидом кремния.

Способ ЭВЛ вольфрамокобальтового твёрдосплавного инструмента включает нагрев поверхности и насыщение её продуктами взрыва с последующей самозакалкой путём отвода тепла в глубь материала и окружающую среду. Инструментом теплового воздействия на поверхность и источником легирующих элементов при ЭВЛ является многофазная струя, сформированная из материала взрываемого проводника. В настоящей работе в качестве проводника использовали углеграфитовые волокна. Высокоэнергетический режим обеспечивал оплавление поверхности при интенсивности воздействия 6,0 ГВт/м^2. Одновременно легирование поверхности твёрдого сплава осуществляли с помощью порошка из карбида кремния SiC, фракция которого 60÷80 нм. Данный порошок при формировании струи увлекается ею, частично превращается в плазменное состояние, а частично в конденсированном состоянии переносится на облучаемую поверхность.

Профилометрия показала, что ЭВЛ с дополнительным легированием поверхности твёрдого сплава карбидом кремния приводит к незначительному увеличению шероховатости поверхности, сохраняя её в пределах технических требований.

Электронная микроскопия поперечных шлифов во вторичных электронах показала, что при обработке твёрдосплавных пластин способом ЭВЛ с поверхностным легированием SiC не образуется резкой границы между поверхностным слоем и материалом основы, не приводит к образованию микротрещин на границе зоны легирования с основой сплава. Глубина изменённого слоя поверхности твёрдого сплава, связанная с уменьшением размера карбида вольфрама, составляет 15÷20мкм.

Растровой электронной микроскопии установлено, что после ЭВЛ с дополнительным легированием поверхности SiC кремний и углерод дополнительно легируют кобальтовую связующую.

Рентгеноструктурные исследования показали, что обработка ЭВЛ поверхности твёрдого сплава приводит к изменению его фазового состава: по сравнению с исходным состоянием в поверхностном слое формируются карбид с большей твёрдостью W_2C.

Измерение нанотвёрдости, измеренной со стороны облучённой поверхности твёрдого сплава после обработки ЭВЛ и дополнительного легирования карбидом кремния, показали её увеличение в 2 раза по сравнению с нанотвёрдостью образцов в исходном состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России 2009 – 2013г.г., государственный контракт П 332.

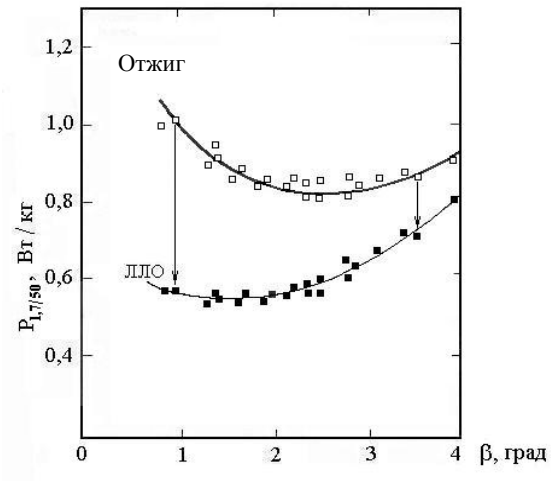
ИЗМЕНЕНИЕ ДОМЕНОВ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Драгошанский Ю.Н., Губернаторов В.В., Пудов В.И.

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

При изготовлении современных анизотропных электротехнических сталей (АЭС) формируется структура крупных доменов (шириной ~1 мм), что приводит к аномально высоким магнитным потерям (при $P_{1,7/50}$ ~ 1,2 Вт/кг [1]).

Одно из перспективных направлений решения данной проблемы связано с эффективной локальной лазерной обработкой (ЛЛО), впервые теоретически и экспериментально обоснованной в ИФМ УрО РАН в 1980-90-х гг, как средство управления размером и формой зерен. В дальнейшем были разработаны специализированная лазерная установка, ЛЛО готового продукта и средства контроля её эффективности.



В технологическом цикле при движении ленты стали со скоростью ~ 0,5 м/с воздействие ЛЛО формирует узкие зоны термической деформации, ориентированные поперек оси текстуры и разделенные промежутками меньшими, чем размеры зерен. ЛЛО приводит к созданию зародышей перемагничивания, уменьшению размеров 180-градусных и объема неблагоприятных 90-градусных доменов. Этим способом решается проблема и аморфных магнитомягких материалов, имеющих высокую магнитную текстуру и широкие домены, приводящие к большим скоростям движения доменных границ и вихретоковым потерям при перемагничивании [2].

Важно, что эффект ЛЛО наибольший в лучших сортах АЭС с высокой магнитной проницаемостью, чистотой и малыми углами рассеяния текстуры β (см. рис. – для АЭС состава Fe–3%Si с текстурой (110)[001], толщиной 0,2мм) и достигает 40–45%. Эффект усилен растяжением АЭС в 1 кг/мм^2 (растяжение стали создается электроизоляционным покрытием). В ленте аморфного сплава $Fe_{81}Si_7B_{12}$ толщиной 20 мкм ЛЛО снижает магнитные потери на 25-30%.

Разработаны физический метод и средства контроля эффективности ЛЛО движущихся лент магнитомягких сплавов [3]. Созданы комплексные методы (ЛЛО+ТМО и ТМО+ЛЛО) оптимизации электромагнитных свойств магнитомягких материалов [4, 5].

Работа поддержана РФФИ и Президиумом УрО РАН (проекты 11-02-00931 и 09-2-И-2002).

1. Драгошанский Ю.Н., Соколов Б.К., Пудов В.И.и др. ДАН, т. 391, №1, с. 44-46 (2003).
2. Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н. ФММ, №1, с. 92-102 (1991).
3. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И., Губернаторов В.В. и др. Сб. Результаты научных работ по проектам конкурса «РФФИ-Урал». Екатеринбург: УрО РАН, с.68-72 (2003).
4. Губернаторов В.В., Драгошанский Ю.Н., Сычева Т.С. Патент РФ № 2321644 (2008).
5. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И., Губернаторов В.В. ФММ, т. 111, №5 (2011).

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И СПЕЦИФИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ФОСФАТНЫХ СТЕКОЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Грабко Д.[1], Шикимака О.[1], Елиша М.[2], Сава Б.[2], Боройка Л.[2], Пырцак К.[1], Даницэ З.[1], Ферару И.[2], Урсу D.[2]

[1]*Институт прикладной физики АНМ, МД-2028, Кишинэу, Респ. Молдова*
grabco@phys.asm.md
[2]*Институт Оптоэлектроники, INOE2000, Бухарест-Мэгуреле, Румыния*
astatin18@yahoo.com

В работе изучены микроструктура и механические параметры объемных стеклообразных (vitreous) фосфатных соединений, легированных ионами редкоземельных элементов (ОФСРЭ). В качестве легирующих элементов были использованы: Dy, Er, Eu, Gd, Ho, Nd, Pr, Sm и Yb. Были изучены вопросы, связанные с оптимизацией в зависимости от легирующего элемента практически важных механических свойств стеклообразной фосфатной решетки, таких как: упругость, пластичность, хрупкость, твердость, прочность. Результаты исследова-ний механических свойств показали, что зависимости модуля Юнга (E), а также нано- ($H_Б$) и микротвердости ($H_В$) имеют немонотонный ход при увеличении нагрузки. В пределах нагрузок P=10÷900 мН твердость образцов, в среднем, уменьшается от H≈7.0 до 5.0 *ГПа*, а модуля Юнга от E≈70.0 до 60.0 ГПа.

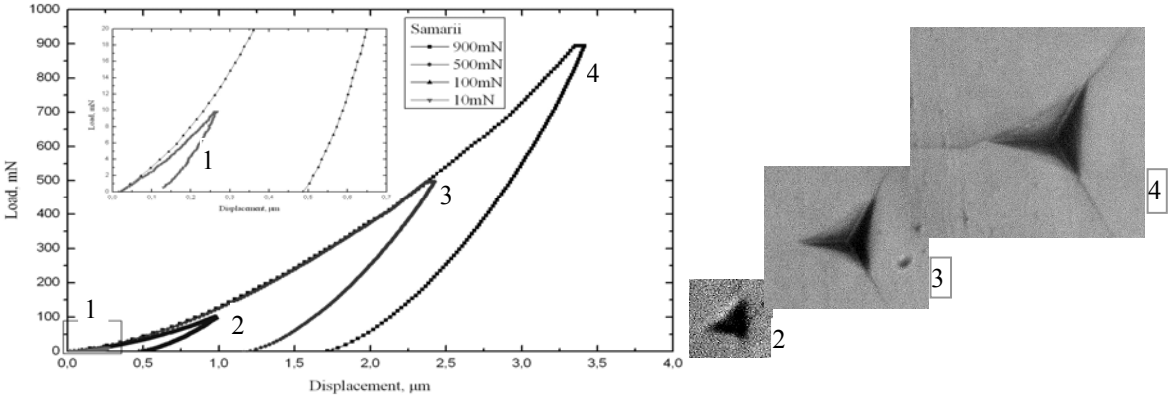


Рис. Кривые «нагружение–разгрузка», полученные при различных максимальных нагрузках. На вставке кривая для P_{max}=10 mN при большем увеличении

Была установлена закономерность, в соответствии с которой весь процесс наномикроиндентирования может быть разделен на 3 стадии: (i) стадия наноиндентирования - P_{max}≈10÷100 *мН*; (ii) стадия субмикроиндентирования P_{max}≈100÷500 *мН* и (iii) стадия микроиндентирования P_{max}≥500÷900 *мН*. Каждая из указанных стадий характеризуется преобладающим влиянием разных факторов на специфику упруго-пластической деформации ОФСРЭ: (i) влияние поверхности с присущими ей свойствами; (ii) упруго-пластическая деформация с накоплением внутренних напряжений; (iii) уменьшение сопротивления материала после достижения критических значений внутренних напряжений под отпечатками, которое проявляется в формировании трещин и разрушений вокруг них. На основании полученных данных сделан вывод, что наиболее реальной твердостью объемных фосфатных стекол (ОФСРЭ), следует считать твердость, полученную при нагрузке P_{max}=100 *мН*.

Работа выполнена в рамках двустороннего молдо-румынского проекта 10.820.05.21/RoF:2010-2012

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗОН СОЕДИНЕНИЙ КОМПОЗИТА АД1-МА2-0-АД1, СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ, ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ

Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Пономарева И.А.

Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия
mv@vstu.ru

Магниево-алюминиевые композиты используются для изготовления конструкций высокой удельной прочности ракетно-космической и авиационной техники, цилиндрических переходников разнородных конструкций (трубопроводы, баллоны и т.д.). Получение изделий предусматривает комплексную технологию, включающую сварку взрывом, прокатку и термическую обработку [1–2]. В [3] проанализированы фазовый состав и тонкая структура магниево-алюминиевого композита АД1-МА2-0-АД1 после сварки взрывом и последующей теплой прокатки при различных степенях обжатия. Было установлено, что наибольший градиент физических уширений и микродеформаций решетки наблюдается в околошовных зонах композита. Данная работа посвящена исследованию фазового состава околошовных слоев алюминия и магниевого сплава в трехслойном композите АД1-МА2-0-АД1 после сварки взрывом, прокатки при степенях обжатия 10 и 40% и термообработки при 400 °С.

Для установления фазового состава зон соединения исследуемого композита применялся рентгеноструктурный анализ. Рентгеновские съемки проводили на универсальном дифрактометре ДРОН-3 в излучении $Cu_{K\alpha}$. Для изучения фазового состава диффузионной прослойки по ширине использовалось послойное стравливание образцов, которое осуществлялось со стороны верхнего слоя алюминия.

Результаты показали, что термическая обработка способствует формированию диффузионной прослойки с образованием интерметаллидных фаз, причем диффузия преимущественно происходит в сторону алюминия. Протяженность и фазовый состав диффузионной прослойки на верхней и нижней границах различен. После прокатки со степенью обжатия 10% на верхней границе до 0,05 мм от зоны соединения композита образуются интерметаллидные фазы: AlMg, Al_2Mg, Al_2Mg_3, а на нижней границе в АД1 обнаруживаются отражения только одной фазы AlMg на расстоянии до 0,03 мм от зоны соединения; после прокатки при степени обжатия 40% происходит рост диффузионной прослойки до 0,1 мм на верхней границе с появлением дополнительной фазы Al_3Mg_2, а на нижней – до 0,05 мм, наряду с фазой AlMg, появляется фаза Al_2Mg_3.

1. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М**.** Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Деформация слоистых композитов: Монография / ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
3. Арисова, В.Н. Исследование характеристик тонкой структуры составляющих композиционного материала АД1-МА2-0_АД1 после сварки взрывом и последующей теплой прокатки/ В.Н. Арисова, Д.С. Самарский, Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич // Известия вузов. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении.-2010.-№11.-С.46-55.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Клевцова Н.А.[1], Рааб Г.И.[2], Фесенюк М.В.[1], Кашапов М.Р.[1], Абрамова М.М.[2]

[1)] Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия,
[2)] Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа, Россия,
Klevtsov11948@mail.ru

Исследовали прочность и механизм разрушения материалов с ОЦК и ГЦК структурой в исходном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в субмикрокристаллическом состоянии.

В качестве материала с ОЦК структурой использовали углеродистую сталь 10 (0.11% C; 0.39% Mn; 0.15% Cr; 0.25% Ni) со средним размером зерна 45 мкм. В качестве материала с ГЦК структурой использовали аустенитную сталь AISI 321 (0.06% C; 1.2% Mn; 17.5% Cr; 9.4% Ni; 0.48% Ti) со средним размером зерна 60 мкм. После РКУП средний размер зерна всех сталей составлял 300 нм.

Ударные испытания образцов с V-образным концентратором напряжения проводили в широком интервале температур. Изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Рентгеновским методом определяли глубину пластических зон под поверхностью изломов и структурные изменения материала в данных зонах.

Проведенные исследования показали, что РКУ прессование, формируя субмикрокристаллическую структуру, почти в 1,5-2,5 раза повышает твердость и прочностные характеристики материалов с ОЦК и ГЦК структурой по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства. При этом, трещиностойкость стали 10 в субмикрокристаллическом состоянии в условиях плоской деформации (K_{1c}) и аустенитной стали AISI 321 в условиях плоского напряженного состояния (K_c) не уменьшаются по сравнению с исходным состоянием.

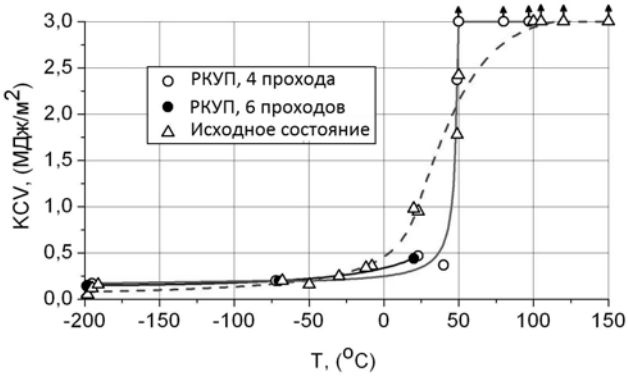


Рис.1. Температурная зависимость KCV стали 10 в исходном состоянии и после РКУП с 4 и 6 проходами

В материалах с ОЦК структурой, как показано на примере стали 10 (рис. 1), РКУП практически не изменяет порог хладноломкости стали, однако сужает интервал вязко-хрупкого перехода.

Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения образцов из стали 10 в исходном состоянии является микроскол, а после РКУП – квазискол. В интервале вязко-хрупкого перехода данная сталь в исходном состоянии разрушается вязко-хрупко (микроскол и ямочный микрорельеф), а после РКУП – с образованием вязких гребней и ступенек или малорельефных вытянутых участков. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 в исходном состоянии и после РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа.

Ударное разрушение аустенитной стали AISI 321 в исходном состоянии и после РКУП при всех температурах испытания происходит вязко, с образованием ямочного микрорельефа. В пластических зонах стали рентгеновским методом обнаружены мартенситные $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Показано, что РКУ прессование стабилизирует аустенитную структуру стали AISI 321.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Nb–Mo–Zr

Голосова О.А.[1], Иванов М.Б.[1], Колобов Ю.Р.[1], Манохин С.С.[1], Зисман А.А.[2]

[1]НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета, Белгород
[2]ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург
golosova@bsu.edu.ru

В современной медицине в последние годы наблюдается все возрастающая потребность в металлических имплантатах различного назначения (стоматология, ортопедия, травматология) для замены или восстановления поврежденных частей организма. К таким материалам предъявляются ужесточенные требования к биохимической и биомеханической совместимости с живым организмом и их функциональным свойствам. Принято считать, что лучшим материалом для изготовления имплантатов являются легкие и прочные сплавы на основе титана, благодаря высокому уровню их коррозионной стойкости и совместимости с биологическими средами. В России и за рубежом для производства имплантатов наиболее часто используются титановый сплав системы Ti–Al–V (ВТ6). Однако этот сплав необходимо выводить из употребления в связи с тем, что V и Al оказывают токсичное действие на биологические объекты. Наибольший интерес для широкого применения в качестве материала для костных имплантатов представляют титановые безникелевые β-сплавы с низким модулем упругости, близким к соответствующему для костной ткани. Авторами доклада разработан титановый β-сплав на основе системы Ti–Nb–Mo–Zr. Выплавка опытных слитков была произведена методом тройного вакуумно-дугового переплава в ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (г. Верхняя Салда).

Исследуемый кованый слиток титанового β-сплава Ti–28Nb–8Mo–12Zr в исходном состоянии представлен полностью β–фазой со средним размером зерен ~ 350 мкм. В результате механо-термической обработки в исследуемом сплаве формируется однородная глобулярная структуры со средним размером зерен ~ 6 мкм. По данным просвечивающей электронной микроскопии зерна β-фазы имеют тонкую полосчатую субструктуру, ширина полос в которой варьируется от 20 до 500 нм. Возможным объяснением формирования такой структуры титана может быть фазовая неустойчивость материала (β-фазы) при закалке после рекристаллизационного отжига, приводящая к образованию тонких прослоек мартенситной фазы (α″-мартенсит).

Предел прочности сплава Ti–28Nb–8Mo–12Zr в результате рассмотренной обработки увеличился до 800 МПа, что примерно на 22% больше по сравнению с исходным состоянием. При этом пластичность возросла почти в 8 раз и составляет 16%. К сожалению, наряду с увеличением прочности и пластичности после механо-термической обработки наблюдается также повышение значения модуля упругости с 64 ГПа (в исходном состоянии) до 73 ГПа относительно исходного состояния.

Работа выполнена в рамках государственного контракта «Биомедицинское исследование изменений структур органов и тканей при имплантации стентов нового поколения» №14.740.11.0182.

ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА Zr1Nb В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-700 К

Карасева Е.В., Малыхин Д.Г., Мац А.В., Соколенко В.И.

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

Методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и испытания на ползучесть исследованы образцы сплава Zr1Nb после различных механико-термических обработок: 1) прокатка при 300 К на 92% (МО-1) и последующий отжиг при 850 К, 1 ч (МТО-1); 2) прокатка при 100 К на 92% (МО-2) и последующий отжиг при 850 К, 1ч (МТО-2). Температура отжига соответствовала стадии первичной рекристаллизации материала.

Проведено рентгенографическое исследование текстуры и микроструктуры образцов сплава Zr1Nb после различных обработок. Установлено, что температура прокатки в условиях больших степеней деформации не влияет на формирование кристаллографической текстуры сплава, что связывается с развитием поворотных мод пластической деформации. В то же время созданная микроструктура отличается уровнем микроискажений и размерами ОКР. В результате МО-1 создается однородный ансамбль ОКР с размером 90 нм, а после обработки по схеме МО-2 наблюдается высокий размер ОКР. Это означает отсутствие явной фрагментации структуры, т.е. структура представляет собой ансамбль хаотически распределенных дислокаций. Термообработка нивелирует различия в микроструктуре материала, сохраняя подобие текстур. При этом формируется мелкозернистая структура (5-6 мк) с различным уровнем напряжений на границах зерен.

Исследования ползучести сплава Zr1Nb после различных обработок показали, что во всей области температур 300-700 К наблюдается большая скорость ползучести, что может быть результатом динамического равновесия процессов упрочнения и возврата [1]. Понижение температуры предварительной деформации прокаткой до 100 К (МО-2) приводит к увеличению прочностных свойств и сопротивления ползучести материала. Это связывается с увеличением углов разориентировки дислокационных границ деформационного происхождения, характерным для больших деформаций при низких температурах, поскольку известно [2], что высокоугловые границы наиболее устойчивы по отношению к пластической деформации. Более высокая термомеханическая устойчивость структуры после МТО-2 может быть обусловлена образованием зерен с ломанными неравновесными границами, которые являются источниками сильных перекрывающихся полей дальнодействующих напряжений, что усиливает процесс локализации деформации у границ и смещает начало действия релаксационных механизмов до более высоких напряжений.

1. И.Ф.Борисова, И.Н.Бутенко, Е.В.Карасева, Д.Г.Малыхин, А.В.Мац, В.И.Соколенко ВАНТ, Серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение» 2, 93, 100, (2009).
2. В.В.Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Москва, Металлургия, 1988, с.224.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ УСТАЛОСТИ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

Бакай С.А., Бакай А.С., Петрусенко Ю.Т., Неклюдов И.М., Горбатенко В.М.

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

Объемные металлические стекла (ОМС) являются новым перспективным классом конструкционных материалов, обладающим рядом уникальных механических, электрических и магнитных свойств. Они нашли применение в различных областях науки, техники и промышленности. Механизмы влияния вибраций на механические свойства и, в частности, на прочность металлических стекол до сих пор остаются, пожалуй, наименее изученными, несмотря на свою очевидную важность. Что же касается исследований влияния ультразвукового воздействия (УЗВ) на физико-механические свойства и структуру ОМС, то они до последнего времени не проводились. Высокочастотная усталость, развивающаяся в этих материалах под действием УЗВ, остается не изученной. В стандартной постановке такого рода проблем, требующей установления взаимосвязи свойств материала с его структурой, трудности начинаются уже на стадии определения структуры ОМС, чтобы затем получить интерпретацию явлений в терминах структурных изменений. Исследования методами эмиссионной полевой микроскопии [1] показали, что ОМС обладают поликластерной структурой [2]. Поликластеры состоят из локально регулярных кластеров атомов средний размер, которых составляет ~10 нм. Благодаря этому, поликластеры обладают высокой плотностью границ раздела – межкластерных границ, которая составляет ~10^6 $см^{-1}$. Границы имеют локально разупорядоченную структуру и, подобно границам в поликристаллах (границы зерен, субзерен, двойников, фаз и др.), могут быть основными областями поглощения энергии механических колебаний при УЗВ.

В докладе приведены результаты исследований влияния предварительной ультразвуковой обработки (УЗО) на физико-механические свойства ОМС $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$, $Zr_{46.25}Cu_{45.25}Al_{7.5}Er_1$. Прямые исследования структуры материала до и после УЗО являются сложной задачей. Поэтому для исследований структурных изменений, связанных с УЗО, в работе использовались непрямые методы. К ним относится и метод акустической эмиссии (АЭ), который позволяет отследить процессы скольжения и динамику дислокаций в материале. Исследования методом АЭ проводились при одноосном сжатии образцов до и после УЗ обработки при комнатной температуре. По результатам исследований можно сделать следующие выводы: наблюдаемый в ОМС эффект Кайзера свидетельствует о существовании стабильных протяженных дефектов в этих материалах; снижение активности АЭ и прочности ОМС после УЗО говорят о том, что прочность ОМС определяется прочностью межкластерных границ, которые реструктуризируются и «размягчаются» под действием УЗ механических колебаний. Приводятся результаты исследования высокочастотной усталости ОМС $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ при частоте воздействия f=20 кГц и различных амплитудах УЗВ при комнатной температуре. Проведен сравнительный анализ результатов низкочастотных (f=50 Гц) и высокочастотных усталостных испытаний этого материала. Показано, что характер усталостного разрушения ОМС существенно зависит от частоты УЗВ. Интерпретация результатов дана в рамках поликластерной модели строения ОМС.

1. А.С.Бакай, И.М.Михайловский, Т.И.Мазилова, Н.Вандерка //*Физика низких температур*, 2002, т.28, №4, с.400-405
2. A.S. Bakai, The Polycluster Concept of Amorphous Solids // In Glassy Metals III (Ed. by H.Beck and H.-J.Guentherodt) Springer, Heidelberg, -1994.- P. 209.

ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Al^+, Mo^+, Zr^+ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Zr1Nb

Белоус В.А., Карасева Е.В., Носов Г.И., Соколенко В.И., Хороших В.М., Толмачева Г.Н.

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

С помощью наноиндентора (Nanoindentor G200) исследованы твердость и модуль упругости образцов из труб-оболочек ТВЭЛ сплава Zr1Nb после облучения полиэнергетическими (15…60 кэВ) ионами Al^+, Mo^+ и Zr^+. Результаты исследований показали, что вследствие облучения вблизи поверхности сплава формируются градиентные наноструктурные слои с повышенными твердостью и модулем упругости.

После имплантирования ионами Mo^+, Al^+ и Zr^+ твердость модифицированного поверхностного слоя для всех образцов сплава Zr1Nb возросла в 2,5…3 раза, модуль упругости увеличился на 20…30 %. С увеличением глубины проникновения наноиндентора от 20 до 200 нм нанотвердость монотонно снижалась до значений, характерных для объема материала. При этом модуль упругости, также как и нанотвердость, монотонно уменьшался (рис. 1).

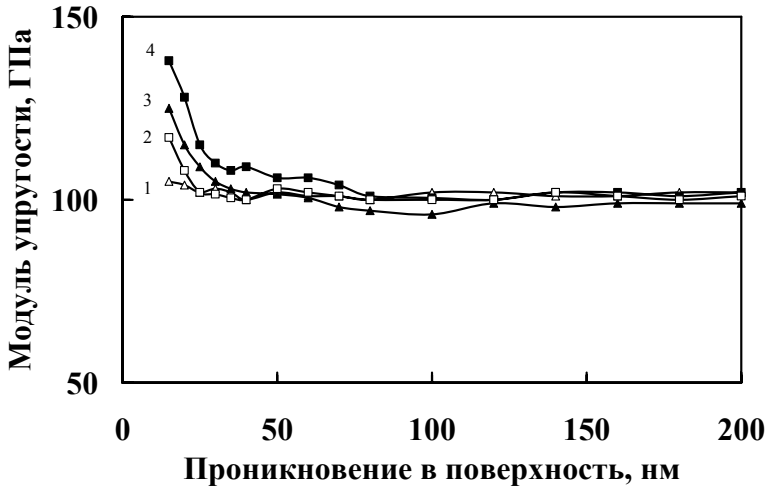


Рис.1. Зависимость модуля упругости вблизи поверхности образцов из сплава Zr1Nb в исходном состоянии (1) и облученных ионами Mo^+ (2), Al^+ (3) и Zr^+ (4) с энергией 15…60 кэВ и дозой ионного облучения 10^{18} ион/см^2 от глубины проникновения наноиндентора.

Глубина слоя, в котором были зарегистрированы имплантированные атомы, достигала 200 нм. Образование модифицированного слоя с повышенной твердостью приводит к изменению и некоторых других механических свойств. Так, для сплава Zr1Nb с поверхностным слоем, имплантированным молибденом, наблюдается существенное (в 2–3 раза) уменьшение скорости ползучести в области температур 300…700 К.

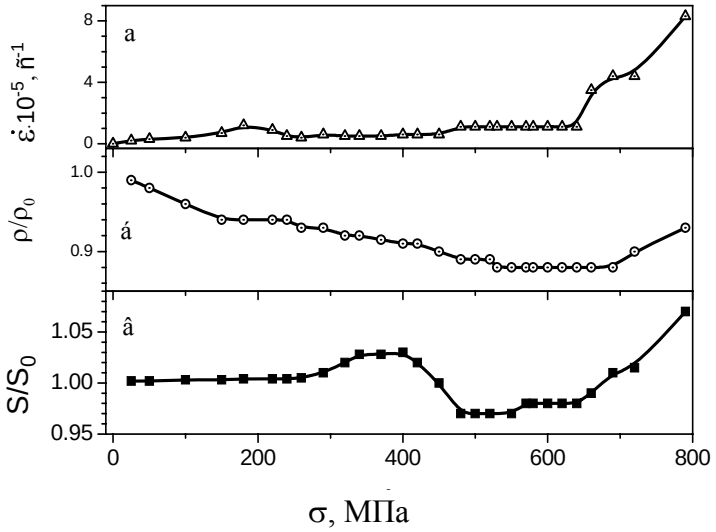
Наблюдаемый эффект связывается с тем, что имплантированный слой, насыщенный атомами молибдена и радиационными дефектами, способствует закреплению дислокаций и повышает уровень напряжений, необходимых для активации дислокационных источников вблизи поверхности материала, вследствие чего увеличивается предел текучести сплава. Кроме того, образование имплантированного слоя препятствует выходу на поверхность дислокаций, генерируемых в объеме материала.

ИЗМЕРЕНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГАФНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Карасева Е.В., Куценко П.А., Леденёв О.П., Соколенко В.И., Фролов В.А.

ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина

Высокая чувствительность термоэдс S к электронному строению металлов и сплавов позволяет использовать ее в качестве одной из характеристик структурного состояния. В данной работе показана возможность применения метода измерения S для исследования изменения структурного состояния гафния в процессе ползучести. Методиками сравнения являлись апробированные для этих целей метод измерения скорости ползучести $\dot{\varepsilon}$ и метод измерения электросопротивления. Кроме научного, подобные данные имеют и чисто практический интерес, поскольку, например, в ядерном реакторе гафний находится фактически в режиме ползучести. На рис.1 представлены графики $\dot{\varepsilon} = f(\sigma)$, $S/S_0 = f(\sigma)$, $\rho/\rho_0 = f(\sigma)$, где σ – истинное напряжение, действующее на материал.



Основной вывод, который можно сделать из сравнения графиков состоит в том, что изменение термоэдс хорошо коррелирует с изменением скорости ползучести, являясь даже более информативной величиной, чем измеряемое одновременно удельное электросопротивление. Как было показано ранее [1], пластическое течение гафния при 300 К обусловлено совместным действием механизмов, обеспечивающих упрочнение и возврат. Ступеньки на кривых зависимости $\dot{\varepsilon}(\sigma)$ (рис.1а), соответствуют напряжению, при котором происходит изменение механизма деформации и такие же ступеньки наблюдаются на кривой $S/S_0(\sigma)$.

Таким образом, в силу того, что термоэдс в условиях эксперимента определяется процессами разсеяния электронов на фононах, примесях, структурных дефектах и т.д., а каждый из этих механизмов рассеяния изменяется в процессе пластической деформации, она оказывается очень чувствительной к изменению механизма деформации гафния.

1. Е.В.Карасева, В.И.Соколенко, К.В.Ковтун, Р.В.Ажажа ВАНТ, Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, 89, №4, 2006, с.133-137.

ПОВЕРХНОСТНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПЛАСТИНЧАТЫЕ СТРУКТУРЫ ТУРБУЛЕНТНОГО ТИПА В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Краснюк И.Б., Мельник Т.Н., Юрченко В.М.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина
krasnjukigr@rambler.ru

Исследуется процесс образования пластинчатых структур, который происходит при совместном действии градиентов концентрации и температуры. Температурное поле в образце определяется уравнением гиперболического типа [1], которое связывает изменение концентрации с изменением температуры. Распределение концентрации определяется с помощью так называемого гиперболического уравнения нефиковской диффузии [2]. Если мы дополнительно рассмотрим граничные условия, моделирующие процесс спонтанного образования кристаллитов через частоту зародышеобразования, зависящую от концентрации зародышей кристаллической фазы на поверхности образца и температуры, то будем иметь математическую модель перекристаллизации при лазерном воздействии. Она может быть использована при прогнозировании механических свойств в зоне плавления в зависимости от энергетических режимов лазерного излучения и теплофизических свойств стали, так как известно, что механические свойства сплавов зависят от параметров кристаллической структуры. При быстрой кристаллизации (после лазерной обработки) возможно возникновение ячеистых, ленточных и химически однородных микроструктур, а также замораживание выделенных новых фаз [1]. Можно так организовать условия нагревания на поверхности образца с последующим отжигом, что на поверхности образуются пластинчатые структуры, проникающие в (идеальный) образец без изменения своей формы: структуры имеют форму периодических бегущих импульсов [2,3] для распределения двух кристаллических фаз в эвтектическом сплаве [1]. При этом температура не распространяется мгновенно, то есть однородно по сечению образца, а также имеет форму бегущих волн. Скорости распространения кристаллического и теплового фронтов могут иметь один порядок. Построена фазовая диаграмма, которая определяет влияние функции скрытого тепловыделения на форму пластинчатых структур. Указаны области значений параметров задачи, когда в образце при специальных условиях зародышеобразования на поверхности возникают пластинчатые структуры релаксационного, предтурбулентного и турбулентного типа [2,3]. Структуры релаксационного типа имеют конечное число волновых фронтов перекристаллизации по сечению образца. Структуры предтурбулентного типа имеют "линии сгущения", что может приводить к разрушению стали. Структуры турбулентного типа моделируются с помощью локально марковских случайных распределений концентрации примесей [4] и представляют лишь академический интерес.

1. П.К. Галенко, Е.В. Ханжевский, Д.А. Данилов, ЖТФ, 72, 5, 48-55 (2002).
2. И.Б. Краснюк, Л.И. Стефанович, Р. М. Таранец, В.М. Юрченко, Материаловедение, Москва, 7, 8-15 (2009).
3. I.B. Krasnyuk, R.M. Taranets, Research Letters in Physics, Vol.2009, Articles ID 250203, 4 pages.
4. И.Б. Краснюк, В.М. Юрченко, 121, 3, 637-643 (2002).

ОСОБЕННОСТИ НЕСИМЕТРИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСЕЙ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК

Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М.

Донецкий физико-технический институт им .А.А. Галкина НАН Украины
melnik@depm.fti.ac.donetsk.ua

Процессы массопереноса в тонких металлических пленках, в частности, золота и меди представляют в настоящее время существенный интерес. Это обусловлено активным применением данных пленок в микроэлектронной промышленности. Сегрегация остаточных примесей на границах пленок влияет на их механические и резистивные свойства (к примеру, аккумуляция хрома на границе между медной пленкой и подложкой повышает адгезию пленки). Наиболее распространены пленочные структуры, где примесесодержащая пленка имеет небольшую, порядка микронной, толщину и по обе стороны пленки находятся разнородные материалы. В данном случае самый простой пример – подложка с одной стороны пленки и свободная поверхность с другой стороны. Но гораздо чаще образцы имеют многослойную структуру и, соответственно и процесс выхода примесей на границы раздела слоев обретает новые характеристики.

Рассмотрены особенности сегрегации примеси Au, Ag, Cr на границах тонкой медной пленки, разделяющей два различных твердотельных материала. Проведен теоретический и численный анализ кинетики перераспределения примеси в самой пленке и на ее границах. В работе учитывалось, что границы пленки различаются как энергетическими характеристиками (разности энергий атома примеси в глубине материала и в сегрегационных слоях на каждой из границ, и энергии взаимодействия между примесными атомами в соответствующих сегрегационных слоях), так и структурными (от них зависит число мест в сегрегационном слое, которое может быть занято атомами примеси, иными словами, наличие или отсутствие борьбы за места между атомами примеси в сегрегационном слое).

Получены временные зависимости концентрации примеси на границах пленки и концентрационный профиль в ее толщине. Определены критерии реализации различных вариантов развития процесса в зависимости от энергии взаимодействия атомов примеси с границами и другими атомами в сегрегационном слое и температуры. Проведены оценки времен, необходимых для достижения определенной степени накопления примеси в сегрегационном слое, опустошения слоев примесесодержащего материала, прилегающих к границам. Также определена закономерность смещения концентрационного максимума в пленке.

1. Фельдман Э.П., Фурсова Т.Н., Юрченко В.М. Формирование адсорбционной пленки примесей на границе тонкого слоя твердого раствора. // Металлофизика. - 1992. - т.14. N4. - с. 28-34.
2. Jian-Min Zhang, Bo Wang and Ke-Wei Xu // PRAMANA — journal of physics. – 2007. -V.69. – No.4. – P.603.
3. Leicek P., Krajnikov A.V., Ivashchenko Yu.N. et al. Anisotropy of interfacial segregation: grain boundaries and free surfaces // Surf.Sci. - 1992. - V.269/270. - P.1147-1151.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Fe–Si ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ.

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Скородумов П.А.

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

Для изучения морфологических особенностей поверхности сплава Fe–Si после воздействия лазерного излучения использовались пластины толщиной 0,27 мм. Облучение образцов производили на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного неодимом. Длина волны излучения 1,064 мкм. Характерный размер зоны лазерного воздействия не превышал 0,5 мм. Энергию воздействия лазерного импульса определяли измерителем энергии и мощности ИЭМ-4-1. Все эксперименты производились при комнатной температуре.

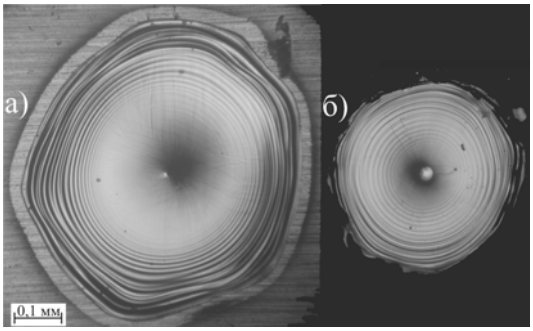


Рис.1. Вид зоны воздействия излучения в одном масштабе на лицевой (*а*) и обратной (*б*) сторонах формирующихся под действием прямоугольного импульса $1{,}2\cdot10^{3}$ Дж·см$^{-2}$($3\cdot10^{-3}$ с).

Определена плотность мощности образования кратера (оплавления поверхности) составляющая $\approx 6\cdot10^{2}$ Дж·см$^{-2}$ для импульса прямоугольной формы с длительностью$3\cdot10^{-3}$ с. При этом, в интервале плотностей мощности $\approx 2{,}3\cdot10^{2}$ Дж·см$^{-2}$ до $\approx 1{,}2\cdot10^{3}$ Дж·см$^{-2}$ ($3\cdot10^{-3}$ с) на поверхности кратера образуется кольцевой квазипериодический волнообразный рельеф (рис.1), усредненный период которого составляет 0,012 мм. При повышении плотности мощности $\approx 9\cdot10^{2}$ Дж·см$^{-2}$ ($3\cdot10^{-3}$ с) на противоположной стороне пластин формируется аналогичная зона воздействия, при этом усредненный период и диаметр кратера меньше в 1,3-2 раза. Появление периодического волнообразного рельефа на поверхности кратера связано, с термокапиллярными явлениями, которые возникают вследствие термокапиллярных сил вдоль свободной поверхности, а так же с наличием высокого стационарного градиента температуры в слое расплава. При флуктуационном движении расплава вдоль свободной поверхности в силу его несжимаемости появляется движение жидкости в поперечном направлении, что приводит к образованию на поверхности расплава подъёмов и впадин. Если в слое имеется постоянный отрицательный градиент температуры, то в областях подъёмов температура поверхности повышается, а в областях впадин понижается. Это приводит к появлению сил, направленных от более горячих областей к холодным. При соответствующих внешних условиях малые тепловые и гидродинамические флуктуации формы свободной поверхности начинают неограниченно нарастать во времени, приводя к термокапиллярным явлениям [1].

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

1. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. // Под ред. В.Я. Панченко. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.

ПОВЕДЕНИЕ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Zr И Pd ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Коренков В.В., Конопкина Н.А.

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

В течение последнего десятилетия идут интенсивные исследования нового класса аморфных материалов, – так называемых, объемных аморфных металлических сплавов. Их особенность состоит в том, что они, во-первых, легко аморфизируются, то есть затвердевают в аморфном состоянии, при малых скоростях охлаждения расплава, а во-вторых, температура стеклования этих сплавов существенно ниже температуры их кристаллизации. Объемные аморфные металлические сплавы могут быть использованы в качестве нового типа конструкционных и функциональных материалов. В связи с чем, любая информация о том, как ведут себя объемные металлические стекла (МС) под действием различных внешних воздействий является актуальной. В частности, оценка механических свойств объемных МС в зонах локального воздействия импульсов лазерного излучения, является практически значимой задачей. Связано это с тем, что, во-первых, оно является одним из видов термических воздействий, а во-вторых, круг применения лазерного излучения постоянно расширяется, например, для сварки.

Цель работы: определить характер изменения механических свойств МС под действием лазерного излучения.

Исследования проводили на объемных МС на основе Zr и Pd. Объектами исследования служили образцы размером 2×5×4 мм системы Zr–Ti–Cu–Ni–Al (52,5 % Zr) и системы Pd–Cu–Ni–P (40 % Pd). Воздействие лазерного облучения на поверхность объемных МС осуществляли на лазерной установке «ЛТА-4-1». Поверхность образцов для исследований была приготовлена как металлографический шлиф. Исследование механических свойств МС осуществляли на Nano Indenter G200 в зоне воздействия лазерного излучения, образующейся на поверхности объемных МС, в сравнении со свойствами поверхности, находящейся в исходном состоянии. По результатам экспериментов были рассчитаны нанотвердость и модуль Юнга внутри кратера и в исходном состоянии. В сплаве на основе Zr происходит значительное уменьшение нанотвердости и модуля Юнга, что связано со структурным превращением металлическое стекло → ГПУ кристалл. Рост ГПУ кристаллов Zr идет преимущественно вдоль оси *c*, которая ориентирована параллельно плоскости наблюдения. В связи с этим, деформация кристаллов осуществляется по плоскости базиса (0001) – плоскости легкого скольжения. Этим обусловлены низкие значения нанотвердости и модуля Юнга. В сплаве на основе палладия незначительное изменение нанотвердости и модуля Юнга связано с процессами вторичного стеклования, идущими на поверхности, обусловленными большой вязкостью сплава и большим коэффициентом теплопроводности.

Таким образом, показано, что в зоне воздействия лазерного излучения изменение свойств объемных МС, обусловлено различием тепловых характеристик исследуемых материалов.

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКТРА ИМПУЛЬСНОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ, ВОЗБУЖДАЕМОЙ В КРИСТАЛЛЕ LiF НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

Новиков Г.В., Нестеров К.О., Чиванов А.В., Федоров В.А.

ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Воздействие β- частиц на ионные кристаллы приводит к изменению в последних не только механических свойств, но и процессов излучательной рекомбинации. В процессе облучения в кристаллической решетке кристалла генерируются различные структурные дефекты типа вакансий, дислокаций и кинетических центров окраски, которые в свою очередь влияют на оптические свойства ионных кристаллов. Эффективность излучательной рекомбинации существенно зависит от наличия в кристалле упомянутых выше дефектов. Неравномерное распределение последних ведет к неоднородному излучению кристалла. В работе исследуется спектр импульсной люминесценции, образующейся в результате действия β-частиц с энергией 75 кВ, на кристаллы ЩГК.

В качестве объекта исследований был выбран ионный кристалл фтористого лития, который помещали в колонну электронного микроскопа. Спектр люминесценции фиксировали при помощи спектрометра “Kvant–1” с полосой пропускания 350–950 нм. В момент вспышки люминесценции кристалла зафиксирован линейчатый спектр с максимумами в длинах волн 400, 450, 470, 480, 610, 620, 790, 800 и 910 нм. После воздействия на кристалл в течение одного часа (1 серия) было произведено повторное облучение (2 серия). При этом спектр излучения кристалла был смещен в сторону длинных волн, 520, 560, 600, 610, 660, 730, 830, 870 и 920 нм соответственно. Это просматривается и визуально. Интенсивность излучения в 1 серии экспериментов ниже, чем во 2 серии, а частота вспышек обратно пропорциональна интенсивности [1].

Таблица 1. Энергия образования некоторых структурных дефектов для кристалла LiF и соответствующие им длины волн излучений [2].

Дефект	Длина волны, нм	Энергия, эВ
F_2–	445	2,8
V–	752	1,6
Шоттки	494	2,5

Это указывает на то, что в первой серии эксперимента, в испускании фотонов участвуют дефекты с меньшей энергией, V– центры окраски. Во второй серии в связи с возрастанием интенсивности излучения можно предположить, что участвуют дефекты с большей величиной накопленной энергии (см. табл. 1). Из этого сделан следующий вывод, что кристалл LiF поглощая электроны способен аккумулировать энергию в центрах окраски а затем испускать ее в виде световых квантов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 09-01-97514 р_центр_а.)

1. Новиков, Г.В. Влияние монохроматического β-излучения на ионные кристаллы / Г.В. Новиков, А.В. Гриднев, А.В. Чиванов, В.А. Федоров // Вестник Тамбовского университета. 2010. Т. 15. № 3-2. С. 1238-1241.
2. Арбузов. В.И. Основы радиационного оптического материаловедения // Учебное пособие. СПб: СПбГУИТМО. 2008. – 284 с.

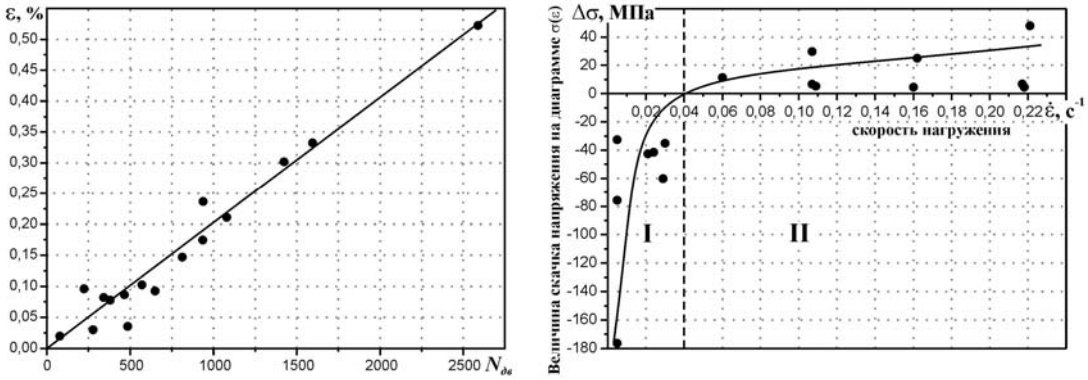
ОСОБЕННОСТИ ДИАГРАММ НАГРУЗКА-ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ СПЛАВА Fe–Si

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Козловский Ю.М.

ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия, feodorov@tsu.tmb.ru

Двойникование как один из наиболее распространенных видов деформации до настоящего времени представляет научный интерес. Сложности изучения образующихся двойников заключается в высоких скоростях роста двойниковых прослоек, а также в условиях получения двойников на различных материалах (высокие скорости деформации и низкие температуры).

В экспериментах исследовали поликристаллический ОЦК-сплав Fe–Si с различным набором зерен по размерам. Выбор материала обусловлен его склонностью к двойникованию в широком интервале температур и скоростей деформирования. Растяжение производилось на машине Instron-5565 со скоростями относительной деформации $\dot{\varepsilon} \approx 0{,}002 \div 0{,}22$ с$^{-1}$ при температуре 300 K. После деформации образцов осуществлялся подсчет двойников в рабочей области.



а) *б*)

Рис. 1. *а*) Зависимость величины и знака скачка напряжения от скорости деформации образца; *б*) Зависимость относительной деформации в скачке напряжения на диаграмме нагрузка–деформация от общего числа двойников в образце.

При возникновении двойников на диаграммах нагружения наблюдали скачки напряжения при переходе из области упругой деформации в область предела текучести. Такое поведение напряжений связанно с двойникованием материала, что подтверждается сравнением значений чисел двойников с величиной относительной деформации в скачке (рис. 1,*а*). Характер ступени на диаграммах нагружения зависит от скорости деформирования (рис. 1,*б*). При малых скоростях нагружения за счет высокой скорости роста двойников образование ступеней сопровождается заметным снижением напряжений (область I на рис. 1,*б*). По мере увеличения скорости нагружения величина спада напряжений уменьшается и при скорости выше ~0,04 с$^{-1}$ снижения напряжений нет (рис. 1,*б*, область II). Таким образом, при скорости $\dot{\varepsilon} \approx$ 0,04 с$^{-1}$ скорость роста напряжений и скорость релаксации за счет двойникования совпадают, и на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ наблюдается горизонтальная ступень.

Отличительной чертой сплава Fe–Si с мелким зерном от крупнозеренного являлось отсутствие каких-либо видимых регистрируемых скачков нагрузки при возникновении двойников, что свидетельствует о снижении деформационной чувствительности мелкозернистого ОЦК-сплава к двойникованию в заданном интервале скоростей нагружения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-7514р_центр_а)

ОБРАЗОВАНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ В НИХ МЕТАЛЛА

Кочергина Ю.А.[1], Карыев Л.Г.[2], Федоров В.А.[1]

[1] *Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов*
feodorov@tsu.tmb.ru
[2] *Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета*
jukova_knp@mail.ru

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

Целью данной работы является исследование диффузии металла в ионные кристаллы при термоэлектрическом воздействии.

Исследовались кристаллы NaCl, LiF размером 20×8×(2–3)мм. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали золотую проволочку диаметром ≈ 40 мкм. Затем образец закрепляли между электродами. Электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (001). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью.

После охлаждения при исследовании поверхностей (100) NaCl было обнаружено, что диффузия металла в кристалл сопровождается образованием несплошности, которая представляет собой полость, ограниченную криволинейной поверхностью второго порядка. Средняя толщина полости составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина полости в кристалле достигает ~0,8 мм. Для LiF средняя толщина полостей составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина в кристалле достигает ~1 мм.

Во всех случаях в вершинах полостей наблюдали частицы вещества, которые приводят к возникновению микротрещин и дополнительных сколов вблизи вершины.

Наряду с внедрением металла в кристалл обнаружено появление мелкокристаллической структуры на границе кристалл-металл.

Морфологические изменения поверхностей кристаллов с внедренными металлическими частицами при термоэлектрическом воздействии обусловлены протекающими химическими твердофазными реакциями, а также процессами диффузии. Появление дополнительных сколов вблизи вершины полостей обусловлено возникновением термоупругих напряжений из-за разницы коэффициентов термического расширения кристалла и частиц, находящихся внутри полости.

Присутствующие на поверхности (001) металлические частицы являются центрами кристаллизации, которые способствуют появлению мелкокристаллической структуры на границе кристалл – металл.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 09-01-97514 р_центр_а).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В СИСТЕМЕ Al–Zn

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б.

Институт физики твердого тела РАН, Россия, г. Черноголовка, Мос. обл.,
koololga@issp.ac.ru

Сравнительно недавно было начато подробное исследование фазовых переходов на границах зерен. В результате этих исследований на традиционных объемных фазовых диаграммах появляются новые линии (коноды), описывающие свойства поликристалла с границами раздела. Такие зернограничные линии на фазовых диаграммах необходимо принимать во внимание – особенно при исследовании свойств материалов с нанокристаллическим размером зерен, поскольку объемная доля границ зерен и тройных стыков существенно возрастает в поликристаллах с зернами нанометровых размеров. И в этом случае традиционные фазовые диаграммы не годятся для объяснения формирующейся структуры и особенностей физических свойств поликристаллов.

Помимо зернограничных фазовых переходов смачивания, происходящих в двухфазной области $S + L$ фазовых диаграмм, наблюдаются также зернограничные фазовые переходы в однофазной области, где в объеме может существовать только твердая фаза S, а на границе зерен может скачком образоваться слой конечной толщины, состоящий из жидкой (или жидкоподобной фазы), которая неустойчива в объеме.

В работах [1, 2] было показано, что в сплавах на основе алюминия под линией объемного солидуса наблюдается резкое увеличение пластичности материала (удлинение до разрушения может превысить 1000 %). Это явление было названо высокоскоростной сверхпластичностью. Мы впервые предположили, что явление высокоскоростной сверхпластичности можно объяснить существованием равновесного зернограничного жидкоподобного слоя на границах зерен вблизи от линии объемного солидуса. Существование данного слоя между линиями объемного и зернограничного солидусов в сплавах Al–Zn подтверждается данными дифференциальной сканирующей калориметрии и высокоразрешающей электронной микроскопии.

Исследования проводились на образцах с различным размером зерен. Согласно полученным данным по калориметрии и результатам структурных исследований границ зерен, была построена линия зернограничного солидуса на фазовой диаграмме для системы Al–Zn, которая проходит на 10–15 ºС ниже линии объемного солидуса.

В результате исследований помимо жидкофазного смачивания в системе Al–Zn наблюдалось твердофазное смачивание. Но если переход от неполного смачивания границ зерен к полному при жидкофазном смачивании происходит с повышением температуры, то при твердофазном смачивании этот переход происходит с понижением температуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-3748.2011.8)

1. Higashi K. et al. Scripta Metall Mater. – 1995. – V. 32. – P. 1079.
2. Takayama Y. et al. Acta Mater. – 1999. – V. 47. – P. 1263.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЦИРКОНИЯ

Подольский А.В. [1,3], Смирнов С.Н. [1], Табачникова Е.Д. [1], Бенгус В.З. [1], Великодный А.Н. [2], Тихоновский М.А. [2], Bonarski B. [3], Mangler C. [3], Zehetbauer M.J. [3]

[1] *Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины, г. Харьков, Украина*

[2] *Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", г. Харьков, Украина*

[3] *Physics of Nanostructured Materials, Faculty of Physics, University of Vienna, Wien, Austria*

Изучены механические свойства и эволюция микроструктуры ультрамелкозернистого (УМЗ) циркония со средним размером зерен 200 нм, полученного комбинацией экструзии, волочения и отжига.

Образцы цилиндрической формы диаметром 2.5 мм и высотой 5 мм деформировались на жесткой деформационной машине одноосным сжатием с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 3\cdot10^{-4}$ c^{-1} при температурах 300, 170, 77 и 4.2 К. Получены диаграммы "напряжение – пластическая деформация" $\sigma(\varepsilon)$, из которых определяли условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, максимальное достигнутое напряжение σ_f и соответствующую ему пластическую деформацию ε_f. Эволюция микроструктуры изучалась на образцах с фиксированной величиной пластической деформации 0.02, 0.06, 0.12 и 0.18. Микроструктура образцов изучалась с использованием ТЭМ Philips CM200. Измерения кристаллографической текстуры исходных и деформированных образцов проводились с помощью рентгеновского дифрактометра высокого разрешения Bruker-AXS D 8, использующего Cu Kα излучение. Проведено сравнение механических свойств (УМЗ) циркония со свойствами крупнозернистого (КЗ) циркония.

Установлены следующие закономерности:

1) Для УМЗ и КЗ циркония наблюдается рост величины $\sigma_{0.2}$ при понижении температуры от 300 до 77 К. Предел текучести в УМЗ цирконии (средний размер зерен порядка 200 нм) в 2.5-3 раза выше, чем в КЗ цирконии (размер зерен 10 мкм) в интервале температур 4.2 – 300 К. При этом пластичность остается на высоком уровне.

2) На деформационных кривых УМЗ и КЗ циркония наблюдается несколько стадий.

3) При 4.2 К в цирконии наблюдается скачкообразное пластическое течение: в УМЗ состоянии скачкообразная деформация начинается сразу за пределом текучести, а в КЗ состоянии при $\varepsilon \approx 0.04$. Величины скачков напряжения зависят от структурного состояния: для $\varepsilon \approx 0.04$ глубина скачков составляет 0.05 ГПа в УМЗ состоянии и 0.02 ГПа в КЗ состоянии.

4) Призматическое скольжение дислокаций и двойникование – основные механизмы пластической деформации УМЗ циркония. При комнатной и более низких температурах двойникование более активно в КЗ цирконии, но при самых низких температурах (4.2 К) наблюдается обратный эффект – увеличение активности двойникования при уменьшении размеров зерен.

При различных температурах и деформациях определены объемные доли сдвойникованного материала для УМЗ и КЗ циркония. Проанализировано влияние внутренних напряжений термической анизотропии возникающих при охлаждении циркония, вследствие анизотропии его коэффициента теплового расширения, на процессы двойникования в КЗ и УМЗ цирконии. Проанализировано влияние двойникования на механические свойства УМЗ циркония.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$

Бакай С.А., Щерецкий А.А., *Лахненко В.Л., *Соловьева А.В.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Харьков, Украина
**Фізико-технічний інститут металів та сплавів НАН України, Киев, Украина*
serg.bakai@kipt.kharkov.ua http://www.kipt.kharkov.ua

До настоящего времени исследования влияния ультразвуковой обработки (УЗО) на физико-механические и термодинамические свойства объемных металлических стекол (ОМС) не проводились. Экспериментальные исследования показали, что ОМС обладают поликластерной структурой. Поликластеры состоят из локально регулярных кластеров атомов средний размер, которых составляет ~10 нм. Благодаря этому поликластеры обладают высокой плотностью границ раздела - межкластерных границ, которая составляет $\sim 10^6$ $см^{-1}$. Такие границы имеют локально разупорядоченную структуру и подобно границам в поликристаллах (границы зерен, субзерен, двойников, фаз и др.) могут быть основными областями поглощения энергии механических колебаний при УЗО.

Для исследования влияния УЗО на упругие свойства и внутреннее трение ОМС $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ в зависимости от температуры впервые был использован динамичный механический анализ (ДМА). Установлено: УЗО с амплитудой колебаний A≈6 мкм в течение 5 мин. приводит к уменьшению модуля Юнга на 5000–1000 МПа в зависимости от температуры испытания, характер изменения внутреннего трения от температуры не изменился, но его величина несколько увеличилась. В результате УЗО (A≈6 мкм) на протяжении 15 мин. упругие свойства сплава уменьшились на 20 ГПа. На кривой внутреннего трения возник максимум при температуре 120°C. В сравнение с исходным сплавом изменилась зависимость внутреннего трения от температуры, а его значение существенно выросло.

Для исследования процессов перехода аморфных сплавов в кристаллическое состояние использован синхронный термический анализ (СТА). Установлено: УЗО ОМС $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ приводит к его частичной кристаллизации, что проявляется в уменьшении теплоты кристаллизации при дальнейшем нагреве образцов и их окислении; обработка сплава ультразвуком на протяжении 5 мин. не приводит к заметным изменениям термофизических показателей кристаллизации образцов при их нагреве; ультразвуковая обработка на протяжении 15 мин. приводит к уменьшению температуры стеклования сплава на 15°C, снижению температуры кристаллизации на 6°C; температурный интервал, при котором материал находится в состоянии переохлажденной жидкости, при этом, соответственно, увеличивается почти на 10°C; в результате длительного озвучивания сплава (15 мин) происходит перераспределение фаз, что отражается на ДСК кривых при кристаллизации сплавов из аморфного состояния и плавлении при дальнейшем нагреве; УЗО сплава не оказывает заметное влияние на величину энергии активации кристаллизации.

Таким образом, исследовано влияние предварительной УЗО на свойства ОМС. Установлено, что УЗО даже при сравнительно малых амплитудах приводит к снижению прочности и модуля Юнга ОМС, модифицируется температурная зависимость внутреннего трения и релаксационная кинетика.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А.*, Юсупов Д.И.*

Объединенный институт высоких температур РАН,
**ФГУП ЦНИИчермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия*
astpl@mail.ru, iqs12@yandex.ru

Поверхностное плазменное упрочнение является перспективной упрочняющей обработкой железнодорожных колес улучшающей их эксплуатационные свойства и удлиняющей срок их эксплуатации [1]. Эффект упрочнения зависит от конструктивных особенностей плазмотрона, технологических режимов обработки и формирующейся структуры стали.

При заданной конструкции плазмотрона технологические режимы обработки (мощности нагрева, уровня расхода азота, скорости обработки) оказывают влияние на комплекс механических свойств и сопротивление хрупкому разрушению стали в поверхностном слое детали. Их уровень, а соответственно, и ресурс колес должны определяться создающимся структурным состоянием стали. Между тем, структурное состояние колесной стали после плазменной обработки мало изучено. При плазменной обработке в качестве плазмообразующего газа используется азот. При нагреве дуговым разрядом он диссоциирует на ионы, переходя в активное состояние. Вследствие этого возможно его взаимодействие с поверхностью металла подобно диффузионным процессам азотирования стали в аммиаке или его смесях с азотом. Так, например, известно повышение антикоррозионных свойств плазменноупрочненной стали. Кроме колес, номенклатура изделий, которые могут быть подвергнуты плазменному упрочнению, весьма широка, например, коленчатые валы и т.д. где состояние тонкого поверхностного слоя оказывает существенное влияние на эксплуатационные свойства.

Цель работы заключалась в определении влияния технологических параметров плазменной обработки на структуру и эксплуатационные характеристики колесной стали.

На экспериментальных образцах колесной стали, упрочненных плазменной обработкой по различным технологическим режимам, исследовали фазовый состав, напряженное состояние поверхностного слоя, а также прочностные свойства образцов.

Проведено металлографическое исследование структуры колесной стали после плазменного упрочнения, и обоснован выбор оптимальных технологических параметров плазменной обработки.

Триботехнические испытания позволили установить зависимость эксплуатационных характеристик колесной стали от ее структурного состояния после плазменной обработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 09-08-00239, 10-08-00029).

1. Иванов П.Г., Исакаев Э.Х., Изотов В.И., Филиппов Г.А., Тюфтяев А.С. Эффективный способ поверхностного термоупрочнения железнодорожных колес// Сталь. 2000. №1. С. 63-66.

БЕЗДИСЛОКАЦИОННОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Лазарев Н.П., Бакай А.С.

ННЦ Харьковский физико-технический институт, Харьков, Украина
n.lazarev@kipt.kharkov.ua

При низкой температуре напряжение пластического течения совершенного кристалла равно так называемой теоретической прочности. Предел текучести реальных кристаллов контролируется пороговым напряжением подвижности дислокаций. Некристаллическое твердое тело не обладает ни идеальной структурой, ни скользящими дислокациями. Его предел текучести, то есть напряжение, при котором начинается макроскопическая неупругая деформация, зависит от распределения локальных, связанных с каждым узлом структуры, критических напряжений, при которых происходят локальные неупругие деформации.

Проблема бездислокационного скольжения, локализованного в слое со случайным распределением критических напряжений рассматривалась в [1-3]. Приближенные решения уравнений были получены в предположении, что функция распределения критических напряжений является кусочно-постоянной. Полученные приближенные решения дают качественное и в некоторых случаях количественное описание процессов скольжения и позволили предсказать механизмы образования полос скольжения на качественном уровне. Затем этот подход был использован для описания упрочнения металлических стекол во время частичной кристаллизации [4].

В этом сообщении, развивая модель [1-3], мы описываем точно-решаемую модель прочности и скольжения в локализованном планарном слое с произвольным распределением локальных критических напряжений. Находится макроскопическое пороговое напряжение нетермического скольжения. Описывается кинетика термически-активированной ползучести в слое скольжения. Оказывается, что скорость термически-активированного скольжения тесно связана с параметрами низкотемпературной прочности. Активационный объем скольжения демонстрирует скейлинг по приложенному внешнему напряжению, $V_{act}(\sigma_e) \sim \sigma_e^{-\beta}$, где $\beta < 1$.

Предложенная модель используется для описания механизмов предела прочности поликластерных металлических стекол, поскольку межкластерные границы поликластера являются естественными слоями скольжения описываемого типа.

Также описывается деформационная мода, контролируемая зернограничным проскальзыванием вращающихся зерен нанокристалла. В этом случает реконструкция границ зерен играет роль перераспределения смазочного материала, уменьшающего внутренне трение зернограничного скольжения.

1. А. С. Бакай, Поликластерные аморфные тела. Энергоатомиздат. Москва. 1987
2. A. S. Bakai: Z. Phys. Chem. Neue Folge 158 (1988), 201.
3. A. S. Bakai: The polycluster concept of amorphous solids, in: H. Beck, H.-J. Guntherodt (Eds.), Glassy Metals III, Springer, Heidelberg, 1994, p. 209.
4. A. S. Bakai, H. Hermann, N. P. Lazarev: Phil. Mag. A82 (2002) 1521.

ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Коршак В.Ф.[1], Матейченко П.В.[2], Самсоник А.Л.[1], Ткаченко Н.В.[1], Шаповалов Ю.А.[1], Воронцова Р.И.[1], Крышталь А.П.[1]

[1]Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, Харьков, Украина
Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua
[2]НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины, Харьков, Украина

В докладе обсуждается ряд новых экспериментальных результатов, которые представляются важными для более глубокого понимания физической сущности эффекта сверхпластичности. Эксперименты проведены на эвтектических сплавах Sn–38%вес.Pb и Bi–43%вес.Sn. Изучены особенности структурно-фазового состояния сплавов в различных условиях. Исследованы литые, обжатые на гидравлическом прессе на ~ 70–75%, состаренные литые и предварительно обжатые, а также деформированные в условиях сверхпластичности образцы. Структурно-фазовое состояние изучали по данным об объемном соотношении фаз и концентрации компонентов, полученных с помощью растровых электронных микроскопов JSM-6390LV с приставкой для EDS-анализа INCA-350, JSM-820 с системой рентгеновского микроанализа LINK AN10/85S и JSM-840. Выполнены рентгеноструктурные исследования с использованием рентгеновских дифрактометров ДРОН-2,0 и ДРОН-3 в фильтрованном Cu K_α-излучении. Проведен дифференциально-термический анализ в условиях нагрева образцов под действием внешних сжимающих напряжений.

Выполненный комплекс исследований позволил установить следующее.

При скоростях кристаллизации, обеспечивающих проявление эффекта сверхпластичности, объемное соотношение фаз на основе компонентов сплавов в литом состоянии не соответствует диаграммам равновесия систем. В структуре литых и предварительно деформированных образцов присутствует рентгено-аморфная составляющая, локализованная, вероятнее всего, на границах зерен. В процессе старения наблюдается изменение концентрации компонентов в поверхностных слоях литых и предварительно обжатых образцов.

Обогащение со временем поверхностных слоев атомами свинца в сплаве Sn-38%вес.Pb и атомами олова в сплаве Bi–43%вес.Sn рассматривается как свидетельство наличия значительных внутренних напряжений в материале. На основании данных об изменении параметров кристаллической решетки и результатов релаксационных испытаний деформированных в области микропластичности образцов выполнены оценки уровня этих напряжений. Утверждается, что наличие и релаксация значительных внутренних напряжений являются важными факторами, обеспечивающими возникновение эффекта структурной сверхпластичности.

На кривых ДТА обнаружены эндотермические минимумы, появляющиеся при температурах ниже температуры плавления и уменьшающихся по мере увеличения приложенного напряжения.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что эффект структурной сверхпластичности, в отличие от традиционной точки зрения, является результатом взаимного влияния процессов деформации и структурно-фазовых превращений, стимулированных внешними напряжениями, в исходно неравновесных системах.

ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Коршак В.Ф.[1], Шаповалов Ю.А.[1], Паль-Валь П.П.[2], Паль-Валь Л.Н.[2], Матейченко П.В.[3]

[1]*Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, Харьков, Украина*
Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua
[2]*Физико-технический институт им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, Украина*
[3]*НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины, Харьков, Украина*

В исследованиях, выполненных ранее [1,2], было показано, что при скоростях кристаллизации, обеспечивающих проявление эффекта сверхпластичности, фазовое состояние литых эвтектических сплавов не соответствует диаграмме равновесия. В связи с этим, представляет интерес изучение трансформаций структурно-фазового состояния в процессе предварительной термомеханической обработки и сверхпластического (СП) течения указанных сплавов.

Учитывая высокую чувствительность метода акустической спектроскопии к структурно-фазовым изменениям в материале, в работе выполнены измерения динамического модуля Юнга E и декремента колебаний δ СП сплавов Sn–38 вес.% Pb и Bi–43 вес.% Sn после литья, обжатия на гидравлическом прессе на ~ 70–75%, а также в процессе старения и СП деформации при комнатной температуре. Акустические измерения проведены с использованием метода составного пьезоэлектрического вибратора на частоте продольных колебаний ~ 73 и 110 кГц при амплитуде ультразвуковой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$.

Установлено, что модули Юнга обоих литых сплавов увеличиваются в процессе старения. Показано, что это может быть обусловлено переходом к равновесному фазовому состоянию, а именно, распадом пересыщенных твердых растворов на основе компонентов сплавов. Такой вывод подтверждается полученными данными об объемном соотношении фаз, которое фиксируется в исследуемых образцах, и теоретическими оценками возможных изменений упругого модуля, обусловленных переходом этого соотношения к равновесному значению.

Обжатие приводит к незначительному увеличению упругого модуля, что связывается, в первую очередь, с внутренними напряжениями, которые при этом возникают, и с появлением текстуры. В пользу этого свидетельствуют результаты рентгеноструктурных исследований. Немонотонность временной зависимости модуля Юнга, которая наблюдается на начальных стадиях старения, связывается с релаксацией внутренних напряжений, которые возникают в результате обжатия.

Сверхпластическое течение в условиях ползучести при постоянном приложенном напряжении сопровождается уменьшением модулей Юнга сплавов. Проведены исследования изменений плотности образцов в процессе накопления относительного удлинения в условиях СП деформации. Изучены изменения упругих свойств в процессе выдержки после разгрузки деформированных в условиях сверхпластичности образцов. На основании полученных данных выполнены количественные оценки изменений модулей Юнга изученных сплавов в процессе накопления относительных удлинений в условиях сверхпластичности.

1. Коршак В.Ф., Аржавитин В.М., Самсоник А.Л., Матейченко П.В. // Изв. РАН. Сер. физ. 2005. Т. 69. № 9. С. 1374.
2. Коршак В.Ф., Самсоник А.Л. // ФММ. 2007. Т. 104. № 3. С. 307.

УПРУГИЕ И ДИССИПАТИВНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белошенко В.А., Токий В.В., Пилипенко А.Н., Давиденко А.А.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина
pilipenko-@ukr.net

Образцы нанокристаллической меди Cu-FRTP (99,95%) диаметром 2 мм и длиной 120 мм были получены в результате интенсивной комбинированной пластической деформации используя равноканальное угловое прессование (РКУП), гидроэкструзию (ГЭ) и волочение (В) [1]. Измерения внутреннего трения μ и модуля сдвига G осуществляли с помощью автоматизированной системы релаксационной спектроскопии (АСРС) в режиме свободно затухающих крутильных колебаний в диапазонах частот f = 2.5–52 Гц, температур – 250–750 К и скоростей изменения температуры – 0.3–2 К/мин.

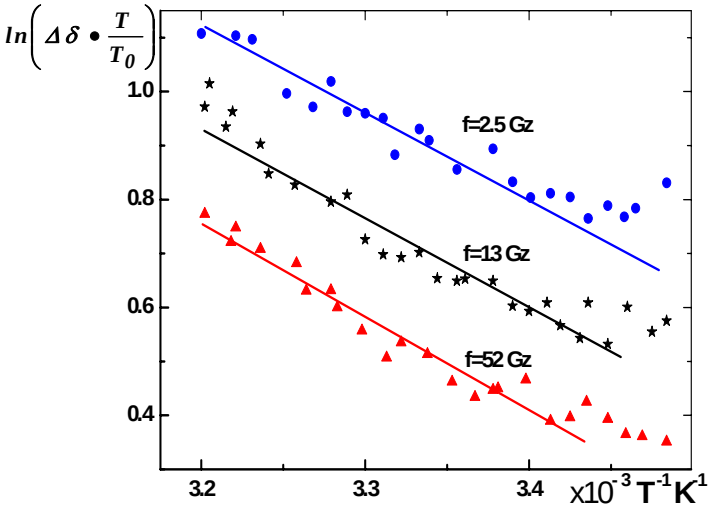


Рис. 1. Зависимость $T\Delta\delta$ от обратной температуры в области обратимой релаксации при частотах 2.5, 13 и 52 Gz (Полулогарифмический график, T_0 = 300К).

В реальном обратимом термически активированном релаксационном процессе дебаевского типа со спектром времен релаксации τ дополнительный вклад в логарифмический декремент колебаний δ_r ,в отличие от [2], был описан выражением $\delta_r = \pi\Delta_0\alpha\frac{(\omega\tau)^{\alpha}}{1+(\omega\tau)^{2\alpha}}$ [3, 4], где $\omega = 2\pi f$ – круговая частота колебаний, Δ_0 – сила релаксации, α – параметр распределения, характеризующий уширение релаксационного пика, что позволило определить энергию активации обратимого релаксационного процесса U_0 = 1,317 ± 0,010 Эв и ширину спектра времен релаксации α = 0,13 в меди Cu-FRTP после интенсивной комбинированной пластической деформации.

1. Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Спусканюк В.З.Теория и практика гидроэкструзии. Киев: Наук. думка, 2007. -247 с.
2. Kobelev N., Kolyvanov E., Estrin Y. Acta Materialia 56 (2008) 1473-1481.
3. J.G. Kirkwood and R.M. Fuoss, J. Chem. Phys. 9, 329 (1941).
4. Vatazhuk E.N., Pal-Val P.P., Pal-Val L.N. et al. Low Temperature Physics. 2009. T. 35.
5. № 5. 417-423.

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССАХ

Пилипенко А.П.

Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев, Украина
strem_chair@twin.nauu.kiev.ua

Проведенные специально исследования по выявлению влияния импульсных подгрузок на процессы деформирования материалов разных классов показали, что при динамических неравновесных процессах, которые связаны с резким обменом энергии в элементах механической системы, наблюдается неустойчивость раньше созданной субструктуры и последующая самоорганизация материала в виде полосовой диссипативной структуры, которая связана на разных масштабных уровнях.

Установлено с помощью физических методов, что диссипативные структуры являются структурами с меньшей плотностью в сравнении со структурой исходного материала.

В работе показано, что объем вновь созданной диссипативной структуры в материале можно регулировать изменением интенсивности импульсных подгрузок. При этом материалы в достаточно узком диапазоне деформации (2…3%), могут реализовать широкий спектр своих возможностей, связанных с самоорганизацией структуры при динамических неравновесных процессах от резкой пластификации вплоть до мгновенного разрушения.

Для исследования влияния импульсных подгрузок на последующую кинетику разрушения материалов при статическом нагружении использовался метод полных диаграмм деформирования.

Используя данный метод, удается создать такие условия испытаний, которые обеспечивают стойкость процессов деформирования и разрушения на разных стадиях, в том числе, на стадии макроразрушения.

Сравнивая полную диаграмму деформирования материала при «чистом» статическом режиме нагружения с полными диаграммами деформирования, которые были получены при сложных режимах нагружения, можно судить о влиянии интенсивности импульсных подгрузок на кинетику разрушения материалов.

По результатам исследований установлены как негативные, так и позитивные эффекты импульсного введения энергии в испытываемые материалы. В частности, зафиксированы максимальные значения импульсных подгрузок, при заданных степенях деформации, значительно меньших граничных, при которых, металлы разрушаются динамически. Также установлены влияния комбинации факторов, при которых материалы, практически без потери прочностных свойств, увеличивают свою пластичность.

1. Чаусов Н.Г. Полная диаграмма деформирования как источник информации о кинетике накопления повреждений и трещиностойкости материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2004. - т.70. - №7. - С.42-49.
2. Чаусов Н.Г., Засимчук В.Э., Маркашова Л.И. и др. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009. – Т. 75 - №6. – С. 52-59.
3. Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Пилипенко А.П., Порохнюк Е.М. Самоорганизация структур листовых материалов при динамических неравновесных процессах / Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2010. – Т. 15. – Вып. 3. – С. 892-894.

МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАЗРУШЕНИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ И СТЕКОЛ

Котречко С.А.[1], Мазилова Т.И.,[2] Михайловский И.М.[2]
Овсянников А.В.[1], Филатов А.В.[2]

1.Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
2.Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины, г. Харьков
kotr@imp.kiev.ua

В настоящее время, благодаря развитию нанотехнологий, наноразмерные кристаллы и нанокластеры из предмета абстрактных исследований превратились в материальный объект, прочность которого представляет не только теоретический, но и практический интерес. С другой стороны, результаты исследований закономерностей деформации и разрушения наноразмерных кристаллов свидетельствуют о необходимости существенного уточнения понятия «теоретической прочности» твердого тела.

Цель доклада заключается в изложении физических представлений о факторах, которые контролируют уровень прочности металлических наноразмерных кристаллов и металлических стекол в интервале характерных размеров от 1 нм до 300 нм. Исследования предполагали проведение как физического, так и вычислительного эксперимента. Для определения прочности при одноосном растяжении наноразмерных (20–200 нм) игольчатых образцов использовалась высокополевая методика. Растяжение цилиндрических наноразмерных образцов с величиной диаметра от 2 до 9 нм моделировалось с использованием метода молекулярной динамики. Согласно результатам исследований уровень прочности нанокристаллов существенно зависит от их размера. При этом на экспериментальных зависимостях прочности обнаружено существование двух областей, которые отличаются как уровнем прочности, так и степенью разброса экспериментальных данных. Для нанокристаллов Mo и W критический размер составляет $d \approx 50-60$ нм. Аналогичные закономерности наблюдаются и для металлического циркониевого стекла. В этом случае $d \approx 75$ нм. В тоже время уровень прочности, рассчитанный для образцов с $d = 2$ нм в 1,5 раза, превышает максимальные экспериментальные значения прочности образцов с $d \approx 20$ нм. Установленные закономерности получили интерпретацию в рамках предложенной модели, описывающей атомный механизм достижения предельного состояния наноразмерного кристалла, связанного с явлением локальной сдвиговой нестабильности кристалла. Динамическое развитие этой нестабильности в объеме кристалла приводит к потере его прочности. Аналогичный механизм реализуется при нагружении образцов из металлического стекла.

В рамках предложенной модели показано наличие основных составляющих масштабного эффекта: (*i*) действие напряжений, обусловленных поверхностным натяжением; (*ii*) стохастическая составляющая, обусловленная концентрацией напряжений, вызываемой «атомной» шероховатостью поверхности образцов. Как показали расчеты, первая составляющая приводит к падению прочности на ~ 20% в интервале размеров от ~ до 20 нм. Вторая составляющая проявляется в интервале размеров от $d \approx 20$ нм до 50 нм. Значительное уменьшение прочности и разброс ее значений при $d \geq 50$ нм может быть связан с неконтролируемым наличием внутренних дефектов в образцах. Для кристаллических образцов такими дефектами могут быть дислокации.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ И АМОРФНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Котречко С. А., Носенко В.К., Зацарная А.В., Филатов А.В.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
kotr@imp.kiev.ua

В последнее время значительное распространение получили аморфные и аморфно-кристаллические металлические сплавы, прочность которых рассматривается как их служебная характеристика.

В качестве объекта исследований использовалась аморфная пленка и объемный нанокристаллический сплав $Fe_{67}Cr_{14}W_2B_{15}C_2$. Исследования предусматривали проведение испытаний при комнатной температуре на одноосное растяжение аморфных пленок и трехточечный изгиб нанокристаллического сплава. Анализ диаграмм деформации аморфных пленок показал, что деформация предшествующая разрушению является упруго-нелинейной. С погрешностью, не превышающей $\pm 0,015\%$, не было зафиксировано наличие остаточных деформаций. При этом наблюдается мультиочаговый характер инициирования разрушения, которое имеет признаки сдвигового разрушения. Применение техники скоростной съемки позволило оценить время процесса разрушения. Для исследованной пленки оно не превышает $1 \cdot 10^{-3} c$. Установлено, что величина коэффициента вариации напряжения разрушения составляет порядка 15% при среднем значении прочности 1405 МПа. Исследование распределения Вейбулла для аппроксимации экспериментальных данных позволило определить величину порогового напряжения разрушения $\sigma_{th} = 969$ МПа и значения параметров распределения Вейбулла: $m = 2,5$, $\sigma_u = 14,5$ МПа. При этом значении m кривая плотности распределения значений разрушающих напряжений, является практически симметричной. В этом проявляется отличие полученного распределения прочности от аналогичного распределения для типичных хрупких материалов (керамики, стекла и т.д.), кривые распределения которых характеризуются значительной ассиметрией в области малых величин напряжения разрушения.

Образцы из нанокристаллического сплава $Fe_{67}Cr_{14}W_2B_{15}C_2$ представляли собой пластинки толщиной 2 мм, шириной 10 мм и длиной 50 мм. Их максимальная прочность в условиях трехточечного изгиба составляла 1097 МПа. В этом случае, несмотря на макрохрупкий характер разрушения плоскость излома образца отклонялась от плоскости действия максимальных растяжений на 20^0 – 30^0, что свидетельствует о сдвиговом механизме инициирования разрушения.

Эта особенность разрушения нанокристаллических объемных сплавов находит объяснение в рамках предложенной в работах [1, 2] модели разрушения металлических нанокристаллов. Согласно этой модели достижение предельного состояния наноразмерного кристалла связано с локальной сдвиговой нестабильностью решетки, развитие которой в объеме кристалла приводит к потере его прочности.

1. Kotrechko S., Filatov O., Ovsjannikov O. Materials Science Forum, 2007, 567-568, pp. 65-68.
2. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций. Киев: Наук. Думка, 2008, 295 с.

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Котречко С. А., Мамедов С.А.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
kotr@imp.kiev.ua

Ключевой характеристикой, контролирующей закономерности хрупкого разрушения металла в условиях сильно неоднородных силовых полей, создаваемых концентраторами напряжений, является величина локального напряжения разрушения σ_f в локальной области «process zone» у вершины концентратора (надреза им макротрещины).

Цель доклада заключается в изложении и экспериментальном обосновании разработанной модели инициирования хрупкого разрушения металла в условиях концентрации напряжений. Экспериментальные исследования предусматривали проведение сериальных низкотемпературных испытаний образцов с надрезами и предварительно наведенными трещинами, а также испытания стандартных цилиндрических образцов на одноосное растяжение. По результатам этих испытаний методом конечных элементов рассчитывались значения локальных напряжений и деформаций в момент разрушения. В качестве объекта исследований использовались реакторная сталь 15Х2НМФА и сталь 30. Согласно полученным данным величина σ_f не является константой материала, ее значение зависит от остроты концентратора напряжений и изменяется с температурой испытаний. Такие закономерности в изменении σ_f нашли объяснение в предложенной авторами двухуровневой статистической модели хрупкого разрушения поликристаллического металла. Сущность этой модели заключается в том, что она описывает закономерности образования и потери устойчивости зародышевых (ЗТ) трещин в поликристаллическом агрегате с учетом особенности протекания этих процессов, как на микро-, так и на макроуровнях. При этом впервые наряду с прогнозированием критического размера ЗТ модель позволяет прогнозировать интенсивность генерирования ЗТ в процессе пластической деформации металла. Как показали исследования, интенсивность ЗТ играет ключевую роль при инициировании хрупкого разрушения в локальной области «process zone» в окрестности вершины трещины или надреза. Это обусловлено малостью объема «process zone» (PZ) ($V_{pr} \approx 0{,}1-10\,\text{мм}^3$), что приводит к зависимости уровня локального напряжения разрушения σ_f от количества ЗТ, образующихся в PZ. В результате, σ_f увеличивается с уменьшением толщины образца и/или уменьшением радиуса надреза. Такие закономерности в изменении σ_f свидетельствуют о проявлении локального масштабного эффекта. В качестве меры этого эффекта использовалось значение отношения σ_f к уровню хрупкой прочности R_{MC}, определяемой при одноосном растяжении стандартных цилиндрических образцов $V = 1000$ мм^3 ($k_v = \sigma_f / R_{MC}$). Экспериментально установлено, что для реакторной стали 15Х2НМФА значение k_v может изменяться от $k_v = 1{,}13$ (образцы с надрезом $R = 2$ мм) до $k_v = 1{,}90$ (образцы с макротрещиной).

ПРОЧНОСТЬ МОНОАТОМНОЙ ЦЕПОЧКИ УГЛЕРОДА. *AB-INITIO* МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Котречко С.А.[1], Мазилова Т.И.,[2] Михайловский И.М.[2] Покропивный А.В.[3]

[1] *Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,*
[2] *Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины, г. Харьков.*
[3] *Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины. г.Киев.*
kotr@imp.kiev.ua

В последнее время значительное внимание уделяется исследованию свойств моноатомных углеродных цепочек. Цель настоящего доклада заключается в изложении результатов экспериментальных и теоретических исследований прочности моноатомной углеродной цепочки. Экспериментальные исследования показали, что линейные углеродные цепочки, состоящие из 10 и более атомов, могут образовываться в рабочей камере полевого эмиссионного микроскопа в результате низкотемпературного импульсного полевого испарения углеродных образцов игольчатой формы. Эти цепочки отчетливо разрешаются в ионном режиме микроскопа. Образование таких цепочек объясняется на основе представлений о анравелинге графеновых слоев. Экспериментально оценено усилие, необходимое для вытягивания углеродной цепочки. Оно составляет около 5нН. Проведено моделирование процесса анравелинга методом молекулярной динамики с использованием потенциала Терсоффа – Бреннера, а также – *ab-initio* методов. Показано, что возможность вытягивания цепочки из графена обусловлена тем, что прочность связи между атомами углерода в цепочке выше прочности межатомной связи в графене. Согласно данным молекулярно-динамического моделирования усилие, необходимое для вытягивания цепочки из графена составляет 5.3нН, а прочность цепочки на разрыв – 7.9нН. Это результат находит объяснение в рамках развитых Терсоффом и Абелем представлений о факторах, определяющих прочность структур с ковалентными связями, в соответствии с которыми прочность связи уменьшается с ростом координационного числа. С целью получения более детальной информации об атомном механизме деформирования и разрушения цепочки использовались *ab-initio* расчеты методом RHF в базисах 6-31G и STO-3G. Моделировалось растяжение цепочки с разным количеством атомов (от 1 до 38), расположенных между двумя гексагенами из 12 атомов, принадлежащими листам графена. Для моделирования растяжения два концевых атома гексагенов жестко закреплялись и смещались в противоположных направлениях. Все остальные атомы шестиугольников и все атомы цепочки принимали участие в релаксации. На каждом шаге удлинение системы составляло не более 0.2 Ангстрема. После каждого шага растяжения система оптимизировалась, и проводился структурный анализ цепочки, в плоть до ее разрыва. Установлено, что в растянутой цепочке рвется связь, соединяющая цепочку с графеном (контактная связь). Эта связь оказывается самой слабой, в рассматриваемой конфигурации.

Атом, принадлежащий и цепочке, и графену, имеет координацию 3, в отличие от всех остальных атомов цепочки, с координацией 2. Как результат, происходит дополнительное перераспределение электронной плотности на атомы графенового остова и ослабление контактной связи. Кроме того, ближайшая связь в самой цепочке оказывается тройной, т.е. наиболее прочной, связью. Таким образом, в отличие от макрообъектов, мерность нанокластеров, является фактором, оказывающим значительное влияние на его прочность, при этом максимальной прочностью должны обладать одномерные кластеры – моноатомные цепочки. Согласно полученным теоретическим оценкам, прочность моноатомной цепочки углерода может достигать предельно большого значения порядка 250ГПа.

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОЙ ОСАДКОЙ СТАЛИ 30

Котречко С.А. , Мац А.В. *, Полушкин Ю.А. , Соколенко В.И. *

Институт металлофизики НАН Украины, г.Киев,
**ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, г.Харьков*
kotr@imp.kiev.ua

Для предварительно деформированной сжатием стали характерно существенное снижение величины хрупкой прочности (R_{MC}) и усиление тенденции к хрупкому разрушению [1]. Ранее было показано [2], что воздействие переменного магнитного поля приводит к пластификации и разупрочнению стали 15Х2НМФА с практически исчерпанным в результате деформации прокаткой при 100 К запасом пластичности, что связывается с протеканием релаксационных процессов за счет взаимодействия магнитной и решеточной подсистем.

В работе исследовано влияние воздействия переменного магнитного поля H = 550 Э промышленной частоты на изменение стандартных характеристик прочности (σ_{02}, σ_B, η_t) и пластичности (ψ) в интервале температур 77….293 К и твердости по Бринелю образцов стали 30, вырезанных из заготовок, предварительно деформированных сжатием на 45 % при комнатной температуре. Образцы располагались вдоль направления магнитного поля, создаваемого соленоидом, и охлаждались проточной водой для исключения их разогрева токами Фуко.

Показано, что магнитная обработка приводит к приросту на ≈6 % твердости предварительно деформированных образцов, хорошо коррелирующему с приростом прочности, и снижению на ≈30 К температуры хрупко-вязкого перехода. В результате магнитной обработки наблюдалось также существенное снижение термической компоненты предела текучести по сравнению с деформированной осадкой сталью. Влияние магнитной обработки на величину хрупкой прочности практически отсутствует, что подтверждает фундаментальность этой характеристики, которая, как известно, зависит от структурных параметров материала (размер зерна, размер карбидов и т.д.).

Наблюдаемые эффекты изменения механических характеристик целесообразно связать с появлением подвижных дислокаций вследствие их открепления от стопоров, перераспределения примесей внедрения (в первую очередь углерода), снижением локальных пиковых напряжений, что обусловлено активизацией микропластической деформации и магнитным последействием за счет знакопеременных магнитострикционных деформаций и взаимодействия перемещающихся междоменных границ с дислокациями и точечными дефектами.

Полученные данные свидетельствуют о том, что обработка переменным магнитным полем может быть использована для улучшения механических свойств конструкционных сталей, имеющих концентраторы напряжений, уменьшая их эффективную жесткость и снижая температуру хрупко-вязкого перехода.

1. Котречко С.А., Кучер А.В., Полушкин Ю.А. Физическая модель анизотропии хрупкой прочности (R_{MC}) деформированной стали // Металлофизика, новейшие технологии 2007, т. 29, № 12, с. 1673-1689.
2. Неклюдов И.М., Ажажа В.М., Соколенко В.И. и др. Изменение деформационной податливости корпусной стали 15Х2НМФА в результате магнитных воздействий //Труды 18-й Межд. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению. – Харьков, 2008, с.156-157.

СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Au и Cu_3Pd ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГА

Буйнова Л. Н., Гохфельд Н. В., Коуров Н. И., Пилюгин В. П., Пушин В. Г.

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

Атомно-упорядоченные сплавы систем медь–золото и медь–палладий относятся к классу электрорезистивных и электроконтактных материалов и поэтому при практическом применении наряду с необходимыми механическими свойствами они должны иметь пониженные регламентированные характеристики электрического сопротивления и ряда других физических свойств.

Наноструктурные материалы, как известно, обладают не только повышенными механическими свойствами, но и имеют существенные особенности диффузии (на несколько порядков более высокие коэффициенты зернограничной диффузии; в 1,5–2 раза меньшие энергии ее активации и т.п.). Это оказывает прямое воздействие на механизмы и кинетику диффузионно-контролируемых процессов, в том числе и фазовых превращений, одним из которых является атомное упорядочение.

В данной работе нами была поставлена и решена задача получить максимально дефектное неравновесное разупорядоченное наноструктурное состояние в сплавах на основе Cu_3Au и Cu_3Pd, применив интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) под высоким давлением, а затем подвергнуть их отжигам на упорядочение, варьируя температуру и длительность, чтобы реализовать в упорядоченных сплавах различные, релаксированные на разную степень наноструктурные состояния, как нанокристаллические, так субмикрокристаллические. Исследования выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, измерений твердости и рентгенографии.

В результате выполненных исследований были впервые получены наноструктурные атомно-упорядоченные сплавы на основе Cu_3Pd, используя ИПДК под высоким давлением в интервале (6–9) ГПа и отжиг. Обнаружен эффект существенного ускорения кинетики атомного упорядочения и эффективной диффузии при отжиге (время полного атомного упорядочения сократилось более чем в 1000 раз) в условиях сохранения наномасштаба зерен в сплавах.

В сплавах атомно-упорядочивающемся и дисперсионно твердеющем Cu_3Au + 4% Ag и нестехиометрических промышленных сплавах проб 583 и 585 наблюдался эффект торможения роста нанозерен при отжиге за счет барьерного действия дисперсных выделений.

Существенные изменения претерпела также доменная микроструктура сплавов вследствие изменения механизма атомного упорядочения. Так, обнаружено, что в наносплавах Cu_3Pd практически отсутствуют С-домены, а периодическая структура антифазных доменов является столбчатой (взамен слоистой в исходном микро- и монокристаллическом состоянии). Данный способ может быть эффективно использован для получения высокопрочных наноструктурных резистивных и электроконтактных материалов.

ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ ТРОЙНЫХ И ЧЕТВЕРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Марченкова Е.Б., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.

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

На двух сплавах $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ и $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$ выполняли структурные исследования методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии in situ. Измеряли также электросопротивление, термоЭДС, магнитосопротивление, деформацию (изменение длины образцов в дилатометре или формы при изгибе на ЭПФ), магнитную восприимчивость и намагниченность в широком интервале температур (2,4-400 К). Как известно, интерметаллическое соединение Ni_2MnGa ($Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ в ат.%) и сплавы на его основе привлекают к себе пристальное внимание благодаря своим уникальным физическим свойствам. В сплавах этой системы как и в ряде других фазовым превращениям предшествует предпереходное размягчение модулей упругости и ряда фононных мод. Последующие термоупругие мартенситные превращения определяют появление эффектов памяти формы (ЭПФ), которые (в отличие от немагнитных сплавов других систем) в ферромагнетиках на основе $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$ могут контролироваться внешним магнитным полем. Однако все сплавы данной системы в исходном литом поликристаллическом, а зачастую и в монокристаллическом состояниях являются чрезвычайно хрупкими, что резко ограничивает возможности их практического использования. Среди нестехиометрических ферромагнитных сплавов Ni–Mn–Ga, обладающих магнитоуправляемыми ЭПФ, сплав $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ занимает особое положение. Его температуры начала и конца прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) мартенситных превращений, определяющих ЭПФ, а также температура Кюри T_c близки и расположены вблизи комнатной температуры. Поэтому данный сплав был выбран в качестве основного материала для получения в нем субмикрокристаллических состояний, предполагая, во-первых, возможность его пластифицирования, а во-вторых, в случае благоприятного результата, для всестороннего изучения. С другой стороны, целесообразным представляется также подобное исследование на данных сплавах, легированных четвертыми компонентами, например железом, как в данном случае.

В работе впервые указанные сплавы были подвергнуты сверхбыстрой закалке из расплава (БЗР). БЗР спиннингованием привела к существенному уменьшению зерна (от 500 до 0.5 мкм) сплавов. Было обнаружено, что БЗР обеспечивает существенное возрастание механической устойчивости и деформационной термоциклической прочности (до 10^3–10^4 циклов) и пластичности сплавов. При этом имеют место магнитный переход и каскад высокообратимых термоупругих мартенситных превращений $L2_1 \leftrightarrow 10M \leftrightarrow 14M$ и связанные с ними ЭПФ. Температурный гистерезис физических свойств, наблюдаемый в окрестности их критических точек, в БЗР сплавах значительно уменьшается. Напротив, мартенситное превращение в исходных литых сплавах происходит в большем интервале температур, не является полностью обратимым и, как уже отмечалось, сопровождается хрупким разрушением образцов через несколько термоциклов.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Куранова Н. Н., Макаров В. В., Пушин В. Г., Уксусников А. Н.

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

Для сплавов на основе никелида титана, способных испытывать термоупругие мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы, важной задачей является совершенствование физико-механических и эксплуатационных характеристик и, прежде всего, конструкционных и функциональных, связанных с эффектами памяти. Интенсивная многопроходная пластическая деформация (ИПД) различными методами позволяет получить сплавы никелида титана с субмикро- и нанокристаллической зеренной структурой. Последующую термообработку при этом можно осуществлять в широком интервале температур.

Были выполнены исследования структуры сплавов методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской и нейтронной дифрактометрии, а также измерения физико-механических свойств.

Установлено, что использование механотермических обработок путем многократных прессования, прокатки или волочения приводит к сильному упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до аморфизации). В последнем случае применение низкотемпературного отжига позволяет создать в сплавах однородное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна уже в интервале 50–200 нм. Обнаружено, что сплавы приобретают высокопрочное наноструктурное состояние, начиная от средних размеров равноосных зерен менее 100 нм. В зависимости от режима ИПД может быть достигнута высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек заготовки, на ее краях и в центре. Установлено, что нано- и субмикрокристаллические сплавы Ti-Ni испытывают практически те же мартенситные превращения (B2↔R, B2↔B19, B2↔B19′). Однако даже сплавы до- и эквиатомного состава, в которых в исходном состоянии (со средним размером зерна 50-80 мкм) происходит единственное превращение B2↔B19′, испытывали как и заэквиатомные ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме B2↔R↔B19′ (рис. 1).

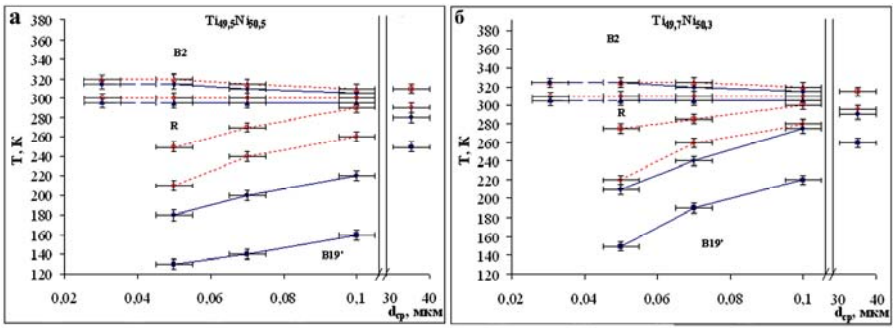


Рис. 1. Диаграммы зависимости критических температур B2↔R и B2↔B19' мартенситных превращений при охлаждении (нагреве) от среднего размера зерен

При этом температуры второго перехода R→B19′ снижаются в зависимости от режима ИПД и отжига (рис. 1). Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы ИПД и, если необходимо, последующих термообработок.

СОЧЕТАНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Макаров В. В., Куранова Н. Н., Пушин В. Г., Уксусников А. Н.

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

Исследованы микроструктура и механические свойства сплавов с эффектом памяти формы на основе Ti–Ni, подвергнутых сочетанной, комбинированной по оптимальным режимам многопроходной холодной или теплой деформации прессованием, прокаткой, волочением на разные степени, а также отжигам, промежуточным или завершающим.

В исходном микрокристаллическом МК-состоянии данные сплавы имели средний размер зерна в несколько десятков (до 100) микрон. Умеренная холодная или теплая деформация (с суммарным обжатием до 25–30%) формирует в сплавах высокодефектную полосовую субмикрокристаллическую (СМК) структуру мартенсита или аустенита, соответственно. Еще более усиливает дефектность, фрагментацию и дисперсность структуры сплавов деформация на 50–60%. Обнаружено, что при повышении суммарной степени обжатием до 80–90% при теплой деформации в сплавах может быть сформировано нанокристаллическое (НК), а при холодной деформации преимущественно аморфное состояние. Отжиг при 350–500°С образцов после многопроходной деформации (или в промежутках между проходами деформации) на высокие степени обжатия, обеспечивает образование в сплавах однородной НК-структуры со средним размером нанозерна от 20 до 100 нм или СМК (более 100 нм) в зависимости от условий обработки. Данные сплавы с ЭПФ в МК- и СМК-состояниях обладают высокими прочностными и пластическими характеристиками, а в НК-состоянии и высоким пределом текучести.

Измерения механических свойств сплавов показали, что их прочностные свойства (предел деформационной текучести и временное сопротивление) достигают рекордных для этих объемных сплавов величин, близких к 2–2,5 ГПа. После оптимального отжига в сплавах, подвергнутых деформации на высокие степени обжатия (50-90%), реализуются также высокосиловые эффекты памяти формы и фазовая псевдоэластичность (до 10–15%) при больших напряжениях и практически не снижаются их деформационные (обратимая деформация) и температурные параметры.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта молодым ученым УрО РАН 2010 и 2011 г.

РАЗРАБОТКА ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДИСПЕРСИОННОТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu

Пушин В. Г.[1], Уксусников А. Н.[1], Сенаторова О. Г.[2], Троянов В. А.[1]

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
ФГУП ГНЦ ВИАМ, Москва, Россия,
pushin@imp.uran.ru

Комплексно изучены особенности микроструктуры и фазового состава высокопрочных сплавов на основе системы Al–Zn–Mg–Cu, подвергнутых ступенчатому старению и комбинированным механотермическим обработкам. На основании данных электронномикроскопических исследований установлено, что в процессе предварительной горячей прокатке в лист внутри зерен происходит образование фрагментированной микрокристаллической субструктуры полигонального типа, характеризуемой малоугловыми разориентациями.

Установлены структурные механизмы старения при последующей деформации в условиях ползучести под формообразующей нагрузкой и оптимальные температурно-временные параметры механотермических обработок, ответственные за повышенную термическую стабильность структуры, регламентированные уровни механических свойств и необходимую форму изделий заданной геометрии. Показано, что предложенные механотермические обработки обеспечивают сохранение практически идентичных микроструктурных состояний при варьировании температурно-временных и деформационных режимов в заданных технологических пределах (рис. 1).

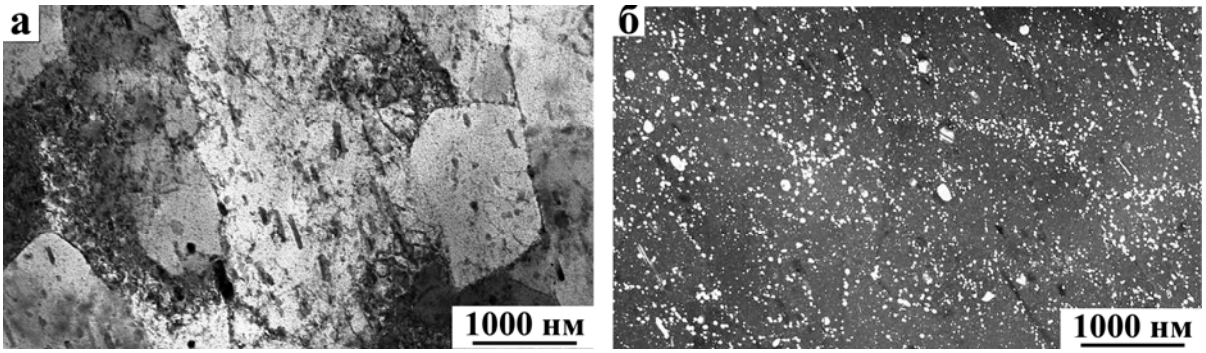


Рис. 1. Типичные электронномикроскопические изображения структуры сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu

Выяснены закономерности эволюции нанофазной и субмикрокристаллической структуры и механических свойств при ступенчатом старении сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu в условиях деформационного формообразования крупногабаритных элементов аэродинамических поверхностей сложной кривизны. Сплавы имеют пределы прочности и текучести на уровне 600 и 500 МПа, соответственно; относительное удлинение 10%; работу разрушения 100 кДж/м^2. Отработаны способы механотермической обработки, которые позволяют изготавливать из данных сплавов элементы конструкции сложной кривизны.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Пушин А. В.[1,2], Попов А. А.[2], Пушин В. Г.[1]

[1] *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
[2] *Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия,*
pushin@imp.uran.ru

Комплексно изучены трехкомпонентные сплавы на основе Ti_2NiCu (вблизи стехиометрического состава с отклонением по 2 или 3 компонентам до ±1%), синтезированные методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту спиннингованием со скоростями охлаждения 10^5 – 10^6 К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измеряли также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов. Сплавы изучали в исходном литом состоянии, после спиннингования и после отпуска по различным режимам.

Установлены концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в БЗР-сплавах аморфного состояния, и режимы обработки (закалки и отжига), приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний, а также термоупругих мартенситных переходов. Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании.

Обнаружено, что аморфизация и наиболее дисперсные и, как следствие, высокопрочные нанокристаллические структуры в БЗР-сплавах реализуются в сплавах, склонных к фазовому расслоению. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при БЗР, хотя и в них удается создать субмикрокристаллическую зеренную структуру. Данные сплавы являются наименее прочными. Выявлено, что термоупругое мартенситное превращение (B2→B19) и связанные с ним эффекты памяти формы в БЗР-сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 340 К), отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости однократного и обратимого ЭПФ. Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикрокристаллических сплавах. Обнаружены смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах (>0,5–1,0 мкм; 0,1–0,5 мкм; <0,1 мкм) и размерный эффект (подавление перехода в нанозернах размером менее 15–20 нм).

СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ СПЛАВЕ Al–Li–Cu–Zr

Кайгородова Л. И., Распосиенко Д. Ю., Пилюгин В. П. , Пушин В. Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
LIKaigorodova@mail.ru

Выдержка при комнатной температуре является неизбежным этапом в технологической цепи термомеханической обработки металлических материалов. Представляет интерес исследование влияния длительного вылеживания на размерную и фазовую стабильность нанокристаллической – структуры, образовавшейся в сплаве 1450 системы Al–Li–Cu–Zr с комплексным легированием (Sc+Mg) в процессе интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением большеразмерных образцов, а также при последующем низкотемпературном отжиге.

Рентгеноструктурное исследование выявило, что вылеживание сплава после интенсивной пластической деформации кручением в течение 18 месяцев приводит к релаксации накопленных при деформации напряжений. Электронно-микроскопическое изучение позволило установить, что это связано с трансформацией нанофрагментированной структуры в нанокристаллическую по механизму, что подтверждает образование равноосных нанозерен с хорошо сформировавшимися границами. Дисперсность и однородность образовавшейся рекристаллизованной нанокристаллической структуры зависят от режима интенсивной пластической деформации. Так, в случае давления 4 ГПа при угле поворота $\varphi = 0{,}5\ \pi$ рад диаметр зерен колеблется в интервале 50–150 нм. Возрастание угла φ до π рад приводит к сужению этого интервала до 50–100 нм. При $\varphi = 2\ \pi$ рад средний диаметр зерен составляет 50–80 нм, а при $\varphi = 10\ \pi$ рад - 50–70 нм. Повышение давления до 8 ГПа и угла φ до 20 π рад увеличивает разнозернистость: диаметр нанозерен варьирует от 40 до 110 нм.

Образование рекристаллизованного наноструктурного состояния сопровождается исчезновением возникших при интенсивной пластической деформации дипольных границ. При вылеживании сплава, подвергнутого интенсивной пластической деформации, реализуется естественное старение, в процессе которого первоначально гетерогенно выделяются стабильные фазы T2(Al_6CuLi_3) и S1(Al_2LiMg). Возрастание длительности вылеживания наряду с гетерогенным механизмом их выделения сопровождается гомогенным внутризеренным этих фаз вместо метастабильных фаз δ' (Al_3Li) и θ'(Al_2Cu), образующихся в сплаве с обычной микрокристаллической структурой.

Нанокристаллическая рекристаллизованная структура, сформировавшаяся в деформированном сплаве при низкотемпературном отжиге, в процессе длительного вылеживания сохраняет свою стабильность: размер нанокристаллических – зерен и фазовый состав сплава остаются практически постоянными.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАГНИЯ ПОСЛЕ СИЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кругликов Н.А.[1,*], **Каменецкий Б.И.**[1], **Волков А.Ю.**[1], **Саврай Р.В.**[2]

[1)]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
[2)]*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
nick@imp.uran.ru

Деформирование чистого магния в условиях всестороннего сжатия позволяет сильно изменить его микроструктуру и механические свойства. В свободном состоянии магний является достаточно хрупким материалом. Применяя методы интенсивной пластической деформации, нам удалось достичь достаточно высоких степеней деформации (до 90%), и при этом получить массивные образцы пригодные для механических испытаний [1]. Настоящая работа направлена на изучение микроструктуры и деформационного поведения магния после сильной пластической деформации.

После сильной пластической деформации можно было наблюдать новые зерна размером до десяти микрон, которые, вероятно, образовались в процессе деформирования. В новых зернах плотность дислокаций была сравнима с их плотностью в исходном состоянии. Судя по всему, при таком режиме деформирования имеет место динамическая рекристаллизация, которая и отвечает за сброс внутренних напряжений и пластификацию вещества. Сложным для интерпретации, является вопрос о моменте возникновения новых зерен.

Можно ожидать, что статическая рекристаллизация возможна даже при комнатной температуре. Тогда не ясно, какой тип рекристаллизации (статическая или динамическая) обеспечивает формирование новых зерен к моменту наблюдения. Для разделения этих эффектов был проведен ряд экспериментов по деформированию при низких температурах и последующему «вылеживанию» при комнатной температуре. Электронно-микроскопическое исследование показало, что в образцах, подвергнутых длительной выдержке при комнатной температуре (несколько суток) значительная доля объема состоит из новых зерен с малой плотностью дефектов. В то же время, в образцах, где выдержка составляла менее суток, свободные от дефектов зерна не наблюдались, но присутствовали зерна с большим количеством дефектов. Кроме того, для определения влияния сильной деформации на изменение деформационных характеристик магния были проведены испытания на сжатие с записью деформационных кривых. Таким образом, в результате проведенного исследования:

1. Исследована микроструктура магния в различных структурных состояниях после осадки в обоймах и дополнительных выдержках при комнатной температуре. Причем, показано, что при сильных деформациях имеет место динамическая рекристаллизация, а при дополнительных выдержках возможна статическая рекристаллизация.
2. Изучены механические свойства магния после осадки в обоймах.

Работа выполнена при поддержке гранта по конкурсу научных проектов молодых ученых и аспирантов УрО РАН. Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП ИФМ УрО РАН.

1. Кругликов Н.А., Каменецкий Б.И., Власова А.М., Волков А.Ю. Сборник материалов XIX Петербургских чтений по проблемам прочности, 13-15 апреля 2010, 226 (2010)

ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЙ ГАЗОФАЗНОГО ОСАЖДЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТОМАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ № 823

Бакай Е.С., Широков Б.М.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
bakai.k@mail.ru

В настоящее время ферритно-мартенситные стали широко используются при изготовлении различных конструкций активной зоны быстрых реакторов, что связано с их высоким сопротивлением к вакансионному распуханию и низкой скоростью радиационной ползучести. С другой стороны, возможности этих сталей ограничены склонностью к хрупкому разрушению в результате низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО) в области температур $T_{обл.}$< 350◦С и недостаточной жаропрочностью при высоких температурах (выше 600–650 ◦С) [1].

Оптимизация состава и структуры хромистых сталей, а так же нанесения покрытий на них с помощью газофазного метода позволяет повысить их механические, коррозионные и жаропрочные свойства.

Метод газофазного осаждения позволяет получать материалы с более высокими показателями прочностных свойств и жесткости при сдвиге по сравнению с другими методами. При помощи этого метода можно получить покрытие (осадок) заданной плотности, толщины, состава, ориентации, т.е. покрытие с определенными свойствами [2].

В докладе приведены результаты исследования влияния различных покрытий (Ni, Ni-Mo, Ni-W) полученных методом газофазного осаждения на механические свойства феррито-мартенситной стали №823 (16Х12МВСФБР).

Методом акустической эмиссии (АЭ) в ходе одноосного сжатия при комнатной температуре проводились исследования изменения акусто-эмиссионных характеристик материала до и после нанесения покрытий. АЭ позволяет связать уровень физико-механических свойств конструкционных материалов с особенностью структуры, которая формируется в результате механико-термической обработки и претерпевает структурные изменения при внешнем воздействии. Приводится сравнительный анализ полученных результатов.

1. А.А. Иванов, С.В. Шулепин, А.М. Дворяшин, Ю.В. Конобеев, С.Н.Иванов, Ю.В. Алексеев, С.И. Поролло «Структура и механические свойства стали ЭП-823, 20х12МН и опытных вариантов 12%-ных хромистых сталей после облучения в реакторе БН-350», С.61-74, ГНЦ РФ Физико-энергетический институт, г. Обнинск
2. К. Пауэлл, Дж. Оксли, Дж. Блочер мл. «Осаждение из газовой фазы», Атомиздат, Москва, 1970, С.12.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ TiN, ОСАЖДЁННЫХ ИЗ СЕПАРИРОВАННОГО ПОТОКА ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОЙ ДУГИ

Белоус В.А., Бородин О.В., Куприн А.С., Овчаренко В.Д., Решетняк Е.Н., Толмачёва Г.Н.

ННЦ Харьковский физико-технический институт, Харьков, Украина
kuprin@kipt.kharkov.ua

Литературный обзор[1] даёт противоречивые сведения о влиянии вакуумного отжига на структуру и механические характеристики тонких нитридных покрытий. Согласно одним данным отжиг не оказывает сильного влияния на микроструктуру покрытий, а согласно другим оказывает значительный эффект на размер зерна и кристаллографическую ориентацию в TiN покрытии. В данной работе покрытия нитрида титана были исследованы методами рентгеновской дифракции, электронной микроскопии и наноиндентирования до и после вакуумного отжига при T=1200°C, время 3 часа. Покрытия TiN осаждались вакуумно-дуговым методом с сепарацией плазмы от макрочастиц на установке "Булат" с системой СФРП [2] на образцы из нержавеющей стали размером 10×20×1,5мм. Ток дуги был на уровне 80А, напряжение смещения на подложке $U_{см}$= –100В, давление азота P= $7\cdot10^{-4}$Торр. Толщина полученных покрытий –3 мкм. Согласно данным рентгеноструктурного анализа (рис.1) в осаждённых покрытиях (кривая 1) выявляется единственная кристаллическая фаза TiN (кубическая решётка типа NaCl) с сильной аксиальной текстурой [111]. После отжига (кривая 2) новые фазы и отражения TiN не выявляются. Отражения (111) и (222) TiN на дифрактограмме становятся значительно уже и сильнее, что свидетельствует о росте степени совершенства текстуры. В таблице приведены данные рентгеновских измерений и результаты наноиндентирования. Увеличение размеров зёрен на электронно-микроскопических снимках и рост ОКР при отжиге свидетельствуют о протекании рекристаллизационных процессов.

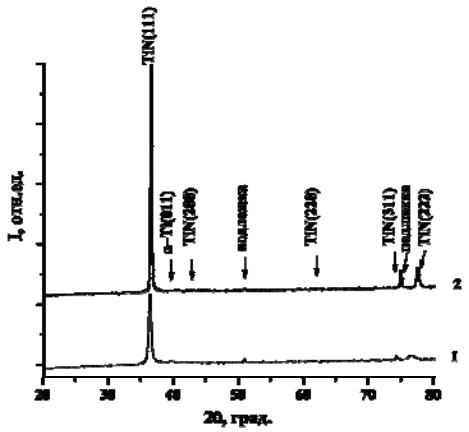


Рис.1. Дифрактограммы покрытий до (1) и после (2) вакуумного отжига при T=1200°C, время 3 часа.

	Период решётки a, нм	Размер ОКР L, нм	Интенсивность линии (111) I, у.ед	H, ГПа	H^3/E^2, ГПа
Исходный	0,4285	25	48	36	0,27
Отожженный	0,4258	63	165	29	0,13

Таким образом, в работе установлено, что вакуумный отжиг TiN покрытий, полученных из сепарированного потока плазмы, приводит к рекристаллизации. При этом твёрдость покрытий снижается до уровня 29 ГПа.

1. Yingxue Xi et all, Journal of Alloys and Compounds 496 (2010) 695–698
2. I.I. Aksenov et all, IEEE Transactions on Plasma Science, **27**, No4: 1026 (1999).

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiAlSiN

Белоус В.А., Куприн А.С., Ломино Н.С., Овчаренко В.Д., Решетняк Е.Н., Толмачёва Г.Н., Дуб С.Н.*, Тимофеева И. И.**

ННЦ Харьковский физико-технический институт, Харьков, Украина
**ИСМ НАНУ, Киев, Украина , **ИПМ НАНУ, Киев, Украина*
kuprin@kipt.kharkov.ua

Уникальные свойства покрытий системы TiAlSiN, обусловленные высокими значениями твёрдости, термостабильности при высоких температурах, стойкости к высокотемпературному окислению стимулируют интерес к проведению исследований их структурного и фазового состояния.

В работе исследовалось влияние давления рабочего газа (азота) в диапазоне $5\cdot10^{-6}\div2\cdot10^{-2}$Торр на структуру, нанотвёрдость и модуль Юнга этих покрытий, измеренные непосредственно после осаждения и после их отжига в вакууме в течении 3 часов при температуре 1000°С. Покрытия толщиной 3 мкм получали вакуумно-дуговым методом на установке "Булат" из потока сепарированной плазмы [1] на образцах из нержавеющей стали. Для осаждения использовали катод из сплава Ti78%Al-16%Si-6%-вес. Ток дуги поддерживался на уровне 80А, напряжение смещения на подложке $U_{см}$=–100В. Состав покрытий определяли рентгенофлуоресцентным методом. Нанотвёрдость и модуль Юнга измерялись на приборе Nanoindenter G200. Фазовый состав покрытий исследовался методом рентгеноструктурного анализа.

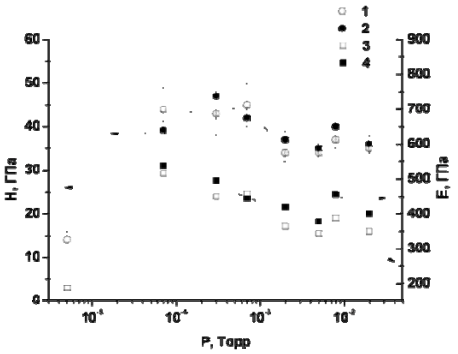


Рис. 1. Твёрдость (1,2) и модуль Юнга (3,4) покрытий TiAlSiN от давления азота: 1,3 – после осаждения; 2,4 – после вакуумного отжига (3 часа при 1000°С)

Установлено, что состав и структура плёнок сильно зависят от давления азота в процессе осаждения. В диапазоне давлений азота $3\cdot10^{-4}\div2\cdot10^{-3}$Торр концентрация алюминия в конденсатах максимальна (~30%), а концентрация кремния - до 4%. В этих покрытиях формируется наноструктура, в которой основной фазой является пересыщенный твёрдый раствор с кубической решёткой TiN (структурный тип NaCl), размером ОКР 10–15нм и сильной аксиальной текстурой [110]. Покрытия характеризуются высокой твёрдостью 35–45 ГПа. При отжиге в этих плёнках зафиксировано уменьшение размера ОКР до 4–6 нм, обусловленное распадом пересыщенного твёрдого раствора, что приводит к небольшому увеличению твёрдости до 38–47 ГПа.

Покрытия, полученные в диапазоне давлений $5\cdot10^{-3}\div8\cdot10^{-3}$Торр с твёрдостью 34–37 ГПа, являются рентгено-аморфными и содержат Al (до 20%) и Si (5%). Отжиг покрытий приводит к образованию в них кристаллитов с кубической структурой TiN и размером ОКР 3–4 нм. При этом твёрдость возрастает до 35-40 ГПа. Такое увеличение твёрдости покрытий TiAlSiN, полученных из фильтрованной вакуумно-дуговой плазмы, обусловлено протеканием фазовых реакций, приводящих к образованию нанокристаллической структуры.

1. I.I. Aksenov et all, Transformation of axial vacuum-arc plasma flows into radial streams and their use in coating deposition IEEE Transactions on Plasma Science, **27**, No4: 1026 (1999).

ИЗУЧЕНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ФУЛЛЕРИТАХ С60 МЕТОДОМ КОМБИНАЦИОННОГО РАСЕЯНИЯ СВЕТА (ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ)

Корниенко Н.Е., Кулиш Н.П., Павленко Е.Л., Брусенцов В.А., Стрельчук В.В.,

Ранее нами в фуллеритах C_{60} была обнаружена последовательность колебательных резонансов как в низкочастотной Hg(1)+Hg(2) = Hg(3); Hg(1)+Ag(1) = Hg(4), так и в высокочастотной области 2Hg(3) = Hg(7),Fu(4); Hg(3)+Hg(4)≈Ag(2) и Hg(4) ≈Hg(8) [1]. Благодаря этому термически возбужденные низкочастотные моды путем нелинейного преобразования частоты будут генерировать высокочастотные колебательные состояния. Последние эффективно взаимодействуют с электронными состояниями (ЭС) , приводя к возникновению новых ЭС, которые можно наблюдать в запрещенной зоне. Обнаружение новых ЭС, возникающих из-за сильного колебательно-электронного взаимодействия (нарушение адиабатического приближения), и связанных эффектов было целью наших исследований.

Регистрация спектров комбинационного рассеяния (КР) осуществлялась с помощью спектрометра Horiba Jobin Yvon T64000 с охлаждаемым CCD-детектором**.** Исследовались пленки C_{60} на кристаллическом кремнии при контакте с пленками Sn, In и Bi. В этом случае, в отличие от чистого фуллерита C_{60}, в спек-тре КР часто возрастала интенсивность широкополосного фона, который для системы C_{60}Sn показан на рис.1а. Кроме того, в областях нелинейно генерируемых мод Hg(3,4); Ag(2),Hg(8) наблюдаются новые ЭС с полушириной **δν** ~50-150 см$^{-1}$(см. вставки на рис.1а). Изменение ЭС сопутствует полимеризации C_{60} и проявляется также в смещении 1469→1461 см$^{-1}$ полосы Ag(2) и усилении Hg(3,7), а также появлением ряда неактивных в C_{60} колебаний, например, резкого пика 1124 см$^{-1}$ Au моды (рис1а). Рассчитанные расщепления мультиплетов Hg(i) и Fu(k) δν(calc) (из-за понижения симметрии C_{60}Sn) хорошо согласуются с экспериментально наблюдаемыми величинами δν(exp) (13–42 см$^{-1}$) (рис.1b). Также хорошо согласуются рассчитанные смещения частот мод Ag(1,2) C_{60}Sn относительно частот C_{60} и наблюдаемые величины 1,2 и 7,5 см$^{-1}$(вставка рис.1b). Небольшое «смягчение» мод Ag(1,2) происходит в результате делокализации электронного заряда с атома металла по молекуле фуллерена C_{60}. По нашему мнению колебательное индуцирование ЭС очень важно для современного материаловедения.

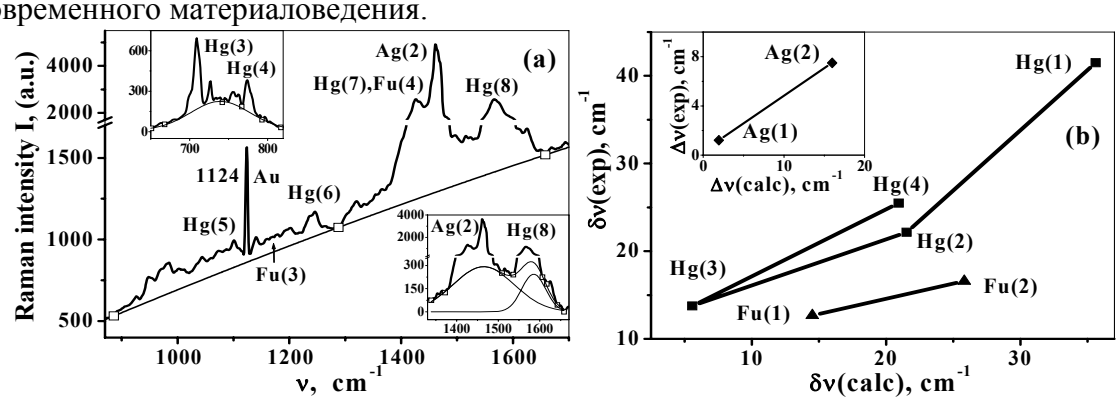


Рис.1. Общий вид спектра КР C_{60}Sn и выделение новых электронных полос в области колебательных полос (*a*) и корреляция наблюдаемых расщеплений мультиплетов Hg(i) b Fu(k) и смещения полос Ag(1,2) с результатами расчета (*b*).

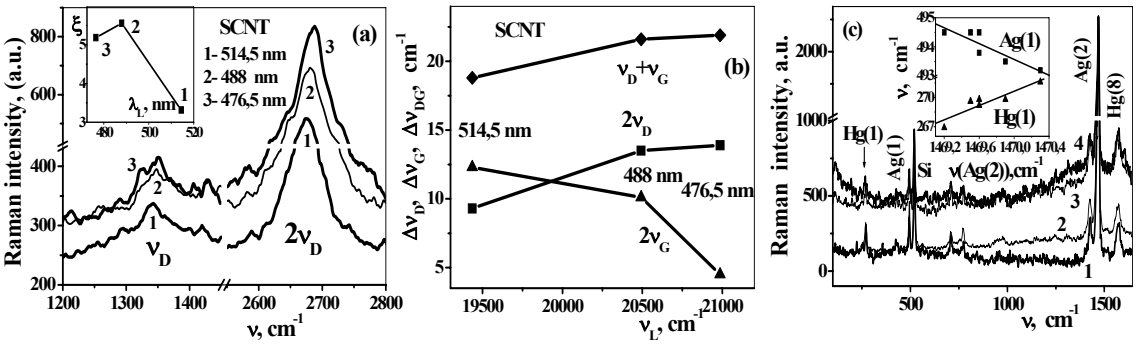
1. Kornienko N.E., Kulish N.P., Alekseev S.A.,et al., Optiks and Spectroscopy, 2010, v.109, №5, p.742-752; Ukr. J. Phys., 2010, v.55, № 6, p.732-738.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И ФУЛЛЕРИТОВ С60 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Корниенко Н.Е., Науменко А.П.

В последние годы интенсивно исследуются колебательные спектры наночастиц различных веществ, в том числе углеродных нанотрубок и фуллеренов. В наночастицах больше 50% атомов являются поверхностными, а в одностенных углеродных нанотрубках (ОУНТ) и фуллеренах их доля возрастает до 100%, что обуславливает их высокую нелинейность в колебательной области. При нелинейном взаимодействии низкочастотных мод генерируются высшие колебательные состояния, которые эффективно взаимодействуют с электронной подсистемой и изменяют ее. Целью настоящего доклада есть изучение изменений электронных состояний ОУНТ и фуллеритов C_{60} при лазерном воздействии в видимой области. В этом случае энергия фотонов превышает теплоту плавления графита в расчете на один атом (~10^5 см$^{-1}$), которая соответствует энергии около 7 высокочастотных фононов 1469 или 1592 см$^{-1}$ соответственно для C_{60} и НТ, что должно приводить к изменению электронных состояний. Изучалось воздействие возбуждающего лазерного излучения как при записи спектров КР ОУНТ, так и при предварительном лазерном облучении пленок фуллеритов C_{60}. Спектры КР возбуждались излучением непрерывного Ar^+ лазера мощностью ~5 мВт с длинами волн λ_L=514,5; 488; 476,5 нм. Для ОУНТ обнаружен аномальный рост интенсивности обертонов $2\nu_D$ и $2\nu_G$ D и G мод около 2680 и 3180 см$^{-1}$ с ростом частоты лазерного излучения ν_L, что показано рис.1а. Видно, что обертон $2\nu_D$ усиливается сильнее полосы ν_D и отношение интенсивностей полос $2\nu_D$ и ν_D ξ превышает значение 5 (см. вставку на рис.1*a*). Отметим, что аналогичное поведение этих полос наблюдается также для графена. Установлено, что ангармонизм D моды, а также суммарного тона $\nu_D + \nu_G$ увеличивается с ростом ν_L, в то время как ангармонизм G моды – уменьшается (рис.1*b*). Кроме того, наблюдались большие частотные сдвиги полос обертонов НТ $2\nu_D$ (-53 см$^{-1}$) и $2\nu_G$ (около -63 см$^{-1}$) относительно полос графита.

Пленки фуллеритов C_{60} толщиной несколько сотен нм получались в процессе горячего напыления на кристаллический кремний. Обзорные спектры КР части исследованных пленок C_{60} показаны на рис.1*c*. Здесь кривая 1 соответствует исходной пленке, 2- частичной полимеризации пленки при воздействии диамидом (N_2H_4), образцы 3 и 4 полимеризовались лазерным излучением с дозами 25 и 30 мДж/см^2. Видно, что при полимеризации пленки C_{60} возрастает интенсивность широкополосного фона, который имеет электронную природу. Кроме того, при полимеризации C_{60} частоты Ag(2) и Hg(1) мод уменьшаются, а частота дыхательной моды Ag(1) наоборот повышается (см. вставку на рис.1с).



1. Комбинационное рассеяние - 80 лет исследований», М., ФИАН, Ред.Горелик В.С. 604с. Н.Е. Корниенко, А.П. Науменко, с. 206-218.

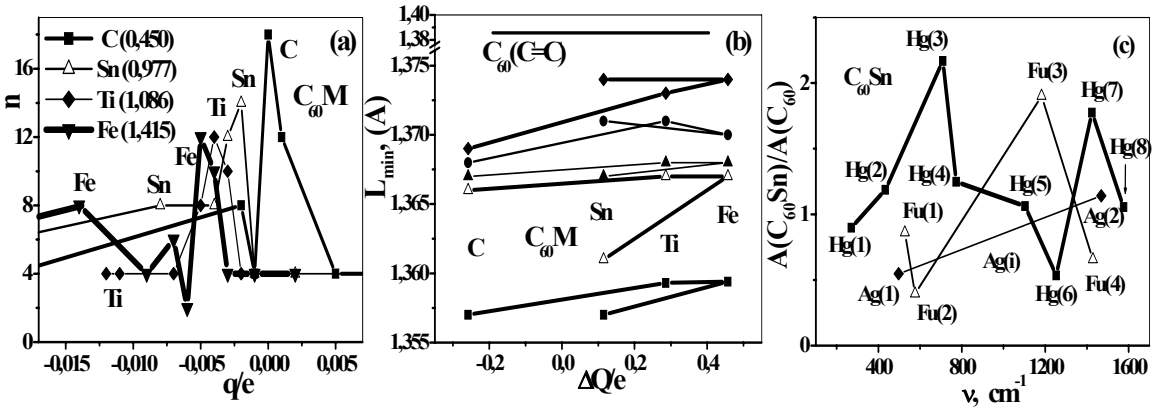
КОЛЛЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ АТОМОВ Sn, Fe, Ti С ФУЛЛЕРЕНАМИ C_{60}

Корниенко Н.Е., Кулиш Н.П., Павленко Е.Л., Брусенцов В.А.

С целью изучения проблемы полимеризации фуллеритов C_{60} проведены теоретические исследования комплексов $C_{60}M$ и $C_{60}MC_{60}$, где М-атомы металлов Ti, Fe, и Sn, а также атомы С. Численные расчеты геометрических конфигураций, энергий связи, колебательных частот и интенсивностей всех полос в спектрах ИК поглощения и комбинациионного рассеяния (КР) проведены с использованием программы Gaussian и метода Хартри-Фока. Теоретические исследования стимулировались обнаружением множественных колебательных резонансов в фуллеритах C_{60}[1], а также наблюдением усиления полосы Ag(2) и ее смещением 1469→ 1461 см$^{-1}$ в спектре КР пленочной структуры C_{60}-Sn [2]. Последовательные резонансы способствуют генерации высших колебательных состояний и усилению колебательно-электронных взаимодействий, приводящих к изменению химических связей.

Показано, что электронная плотность от атома металла переносится не только к ближайшим атомам С, а распределяется по всей поверхности сферической молекулы. Причем эти избыточные заряды распределяются по поверхности неравномерно, что иллюстрируется рис.1*a* и характеризует коллективные свойства связей. Заряды, локализованные на атомах Sn, Ti, Fe и С указаны на рис.1*a*. Для коллективных связей атомов металлов с молекулами C_{60} характерно сокращение длин большинства двойных связей в среднем на 1,3%, а одиночных – на 0,75%, несмотря на кулоновское отталкивание распределенных зарядов *q*. Зависимости пяти кратчайших связей С=С в $C_{60}M$ от величины распределенного заряда ΔQ и их сравнение со связями С=С в C_{60} показано на рис.1*b*. Видно, что коллективные связи приводят к существенному «химическому сжатию» молекулы C_{60}.

Проведена идентификация всех компонент расщепленных мультиплетов Hg(i) (5 линий) и Fu(k) (3 линии) (i=1-8; k=1-4), общее расщепление δν для кото-рых изменяется от 4 до 37 см$^{-1}$. Величины δν, перераспределение интенсивно-стей линий в этих мультиплетах, а также изменения средних активностей А мультиплетов Hg(i) и Fu(k) в КР и ИК спектрах (рис.1*c*) более полно характери-зуют коллективные свойства изучаемых связей. Для приближенной симметрии $C_{60}M$ C_{2V} все колебания разрешены в КР и ИК спектрах. Для $C_{60}Sn$ индуцирован-ные активности полос изменяются в пределах 0,1- 40%, а при взаимодействии C_{60} с атомами Fe и Ti интенсивности неактивных мод C_{60} сильно возрастают.



1. Kornienko N.E., Kulish N.P., Alekseev S.A.,et al., Optiks and Spectroscopy, 2010, v.109, №5, p.742-752; Ukr. J. Phys., 2010, v.55, № 6, p.732-738.
2. Корниенко Н.Е., Кулиш Н.П., Павленко Е.Л.и др. Вест.Тамбов.ун., 2010,**15**, 951.

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ

Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Российская Федерация
mishetyan@bk.ru

В условиях длительной эксплуатации трубы подвергаются перепадам давления, температур, воздействию циклических и постоянных нагрузок – эти факторы постепенно приводят к деградации свойств металла труб. Одной из причин изменения состояния металла труб является протекание в металле деформационного старения, вследствие которого происходит охрупчивание металла.

Под деформационным старением понимают самопроизвольное необратимое изменение свойств, происходящее во времени в сталях, подвергавшихся пластической деформации. В результате деформационного старения железа на кривой растяжения появляется площадка текучести, растут предел текучести, предел прочности и твердость, повышается температура порога хладноломкости.

Явление деформационного старения железа связано с присутствием атомов углерода и азота в твердом растворе. Содержание атомов внедрения в стали и структурное состояние оказывают влияние на развитие процесса старения. Современные трубные стали, как правило, низкоуглеродистые с содержанием углерода и азота менее 0,10%. Такие стали должны обладать меньшей склонностью к старению, чем стали с большим содержанием углерода и азота. Однако по структурному состоянию современные трубные стали могут существенно отличаться от традиционных ферритно-перлитных сталей, что также может сказываться на склонности к старению.

Широко распространены представления, связывающие деформационное старение с образованием атмосфер Коттрелла вокруг свежих дислокаций, созданных в процессе деформации. Образование атмосфер Коттрелла затрудняет движение дислокаций, упрочняя и охрупчивая сталь.

Представляет интерес исследование склонности к деформационному старению высокопрочных трубных сталей в зависимости от их структурного состояния.

В связи с этим были проведены исследования микроструктуры, стандартных механических свойств и трещиностойкости в исходном состоянии и после деформационного старения. Установлено, что исследованные стали обладают разной склонностью к деформационному старению, что связано с различной технологией производства проката, что, в свою очередь, отражается на структурном состоянии металла.

1. Синельников В.А., Морозов Ю.Д., Филиппов Г.А. Материаловедческая концепция надежности металла труб магистральных нефтегазопроводов. // Трубопроводный транспорт нефти. 1997. №8. С.29-32.
2. Ливанова О.В., Филиппов Г.А., Дмитриев В.Ф. Деградация свойств металла при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов. // Сталь. 2003. С. 84-87.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ВЫСОКО ТЕМПЕРАТУРНУЮ ПОЛЗУЧЕСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Красильников В.В. [1], Пархоменко А.А. [2], Прозорова М.С. [1], Савотченко С.Е. [3]

[1] *Белгородский государственный университет, Россия,*
kras@bsu.edu.ru
[2] *ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Украина,*
[3] *Белгородский региональный институт повышения квалификации и профессиональной переподготовки специалистов*

В работе исследованы системы типа легированных алюминидов никеля, а именно, композиционные системы Ni–Al–Co и Ni–Al–Cr, легированные Ti (~ 1,5 ат.%). Вторая система содержала также очень малые добавки Fe и Mo. С целью выяснения возможности использования рассматриваемых композиционных систем как представителей жаропрочных материалов [1] проведены исследования влияния деформационных нагрузок на структурно – фазовое состояние и ползучесть в диапазоне температур 1100–1350°C.

Исследования структурно-фазовых состояний образцов данных композиционных систем были проведены методами просвечивающей электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и оптической микроскопии на растровом микроскопе Quanta 600 FEG, оснащенном интегрированной системой Pegasus 2000 для определения кристаллографических характеристик зерен. Установлено, что исследованные композиционные системы имеют сложный структурно фазовый состав. В результате анализа микроструктуры и элементного состава выяснилось, что в структуре сплавов Ni–Al–Co–Ti и Ni–Al–Cr–Ti имеются две области: дендриты и междендритное пространство. Анализ Кикучи - линий показал, что матрицей дендритов является β-фаза (твердый раствор на основе интерметаллида NiAl, структурный тип *B2*, пространственная группа $Pm3m$), внутри которой в виде игл выделяется γ'-фаза (твердый раствор на основе интерметаллида Ni_3Al, структурный тип $L1_2$, пространственная группа $Pm\overline{3}m$). В сплавах Ni–Al–Co–Ti и Ni–Al–Cr–Ti по краям междендритной области выделяется γ'-фаза, а центральная часть представляет собой мелкодисперсную смесь γ (ГЦК твердый раствор на основе никеля) и γ'-фаз.

В сплавах Ni–Al–Co–Ti и Ni–Al–Cr–Ti в течение испытания при 1100°C в междендритных областях произошла рекристаллизация, о чем свидетельствует сформировавшаяся зеренная структура. Деформация сплава Ni–Al–Co–Ti сопровождалась формированием рафт-структуры.

Во всех исследованных сплавах область дендритного пространства представлена смесью β+γ'. В сплаве Ni–Al–Cr–Ti в междендритном пространстве γ'-фаза распадается на γ и γ', что приводит к формированию полосчатой структуры, в которой чередуются отдельными зонами γ и γ'-фазы.

Для систем Ni–Al–Co–Ti и Ni–Al–Cr–Ti были проведены испытания на ползучесть при температурах 1100, 1200 и 1350°C. В результате статистической обработки экспериментальных данных, полученных для этих систем, выявлена эмпирическая зависимость скорости высокотемпературной ползучести от приложенной постоянной нагрузки. Показано, что для высокотемпературной ползучести справедлив степенной закон Нортона [2] в этих композиционных системах.

1. К.Н. Поварова, А.А. Дроздов, Н.К. Казанская и др. Металлы, Т5, с.48, 2008.
2. Й. Чадек. Ползучесть металлических материалов. М.: «Мир», 1987. 303с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0

Корнеева Е.А., Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р., Скоморохов А. Н., Храмов Г.В.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ, Белгород Россия
ek-ko87@yandex.ru

Проблема создания новых материалов для медицинских имплантантов является актуальной задачей современного материаловедения. Одним из перспективных направлений решения данной задачи является разрабатываемая в центре НСМН БелГУ идея замены широко используемых в медицине легированных титановых сплавов высокопрочным субмикрокристаллическим (СМК) или наноструктурным (НС) нелегированным титановым сплавом ВТ1-0 [1]. Нелегированные титановые сплавы обладают высокими биосовместимыми свойствами, ввиду отсутствия в них вредных легирующих элементов, а формирование СМК и НС состояний приводит к значительному улучшению комплекса их механических свойств [1]. Модифицирование поверхностных слоев данных материалов путем создания биосовместимых или биоинертных покрытий позволяет улучшить их функциональные свойства [1]. Однако влияние покрытий на механические свойства СМК титана до настоящего времени исследовано не в полной мере.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния кальций-фосфатного покрытия, полученного методом микродугового оксидирования (МДО), на механические свойства пластин из СМК титана ВТ1-0 [2]. Структурные исследования были выполнены методом растровой электронной микроскопии. Были определены механические свойства композита, покрытия и исходного титана - $\sigma_{0.2}$, *E,* микротвердость, адгезионная прочность методами трехточечного изгиба, динамического механического анализа (ДМА), локального нагружения жестким индентором [3] и автоматического индентирования [4]. Проведен сравнительный анализ механических свойств и установлена корреляция величин, полученных различными методами.

Авторы работы выражают благодарность за помощь в проведении механических испытаний сотрудникам ИПМ им. Францевича НАНУ: Чугуновой С.И., Горбаню В.Ф., Мильману Ю.В., Фирстову С.А.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», госконтракт №16.740.11.0025 с использованием аналитического оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» БелГУ.

1. Колобов Ю.Р. // Российские нанотехнологии - 2009. - №11-12 – С.19-31
2. Иванов М.Б.,. Пенкин А.В, Колобов Ю.Р., и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2010, №9. – стр. 13-18.
3. Мильман Ю. В. // Современное материаловедение XXI век. – К.: Наук. думка, 1998. – с. 637-656.
4. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. – К.: Логос, 2009. – 82с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И ПРОСТРАНСТВЕННОГО СКЕЙЛИНГА ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР, ФОРМИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Ляпунова Е.А.[1], Петрова А.Н.[2], Бродова И.Г.[2], Соковиков М.А.[1], Чудинов В.В.[1], Уваров С.В.[1], Наймарк О.Б.[1]

[1]*Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь, Россия,*
[2]*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*
lyapunova@icmm.ru

Пластическая деформация и нестабильность пластического течения в процессе динамического нагружения металлов имеет признаки структурно–кинетических переходов в дефектной подсистеме, при этом коллективные эффекты играют ключевую роль. Данная работа направлена на изучение эволюции дефектной подсистемы сплава A6061 в условиях динамического нагружения, когда разрушение осуществлялось за счет образования и выноса пробки. Динамическое нагружение осуществлялось посредством соударения стальным стержнем цилиндрических образцов – мишеней. Варьирование скорости соударения в интервале от значений, близких к баллистическому пределу v_b, до скоростей $\sim 3v_b$ позволило исследовать стадийность процесса проникания ударника в материал мишени. Установлено, что в исследованном диапазоне скоростей нагружения разрушение реализовывалось за счет образования, роста и слияния микропор.

Повышенная твердость, а также характер расположения линий деформации, их концентрация вблизи поверхности разрушения и относительно небольшая ширина сильнодеформированного слоя позволяют сделать вывод об интенсивности деформационных процессов, протекающих в этой области. Для идентификации механизмов деформации на уровне отдельных фрагментов структуры сильнодеформированного слоя было проведено исследование тонких фольг на электронном просвечивающем микроскопе «JEM-200CX». Установлено, что в узком слое вблизи канала происходит вытягивание субзерен в полосы и их фрагментация до ультрамикроскопических размеров с образованием высокоугловых разориентировок.

Для изучения масштабных закономерностей эволюции дефектной системы продольные сечения деформированных образцов после электрополировки и травления сканировались на оптическом микроскопе «NewView 5010» с различным увеличением от x500 до x3000, позволяющем исследовать диапазон масштабов 0,5…130 мкм. По данным о рельефе, анализируемом на основе концепции фрактальности, были найдены масштабы самоафинности структуры и соответствующие значения показателя Херста. Показано, что при приближении (из объема образца) к поверхности разрушения наблюдается уменьшение величины показателя Херста во всех сечениях (соответствующих увеличению расстояния от поверхности соударения), в то время как в области, соответствующей началу движения пробки, наблюдается его локальное повышение.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 09-01-92005-ННС_а.

О КИНЕТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ДВИЖЕНИЯ ЯДРА АТОМА В МЕТАЛЛАХ С ОЦК И ГЦК РЕШЁТКАМИ

Бертяев Б.И., Реут И.И.

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

При решении практических задач часто приходится опираться на понятие статической плотности вещества. По определению плотность вещества $\rho = M/V$, где M – масса вещества, V – объём занимаемый этим веществом. При определении плотности подчёркивается, что масса вещества равномерно распределяется в объёме вещества. Если в объёме V содержится N атомов, то объём на атом $\upsilon = V/N$, а масса атома $\mu = M/N$. Следовательно, $\rho = M/V = \mu/\upsilon$, где т.е макроскопическое и микроскопическое определение плотности эквивалентны. Но масса атома сосредоточена в его ядре и требование о равномерности распределения массы атома в объёме в данном случае не совсем корректно.

В работе обсуждается возможность введения динамической плотности, учитывающей движение ядра атома в кристаллической решётке, определив её уравнением вида $\mu U^2/kT = 1/\zeta$, где U – скорость ядра атома, ζ – относительная доля свободного объёма (ОДСО) [2]. Из последнего следует уравнение (1):

$$U = \sqrt{\frac{kT}{\mu \cdot \zeta}}, \qquad (1)$$

Произведение $\mu \cdot \zeta$ можно рассматривать как характеристику динамической плотности кристаллической решётки. Данные расчёта величины U сопоставлялись со скоростью звука C в стержне. Результаты расчёта сведены в таблице.

Рассчитанные значения *U* и значения *C* при *T*=300К

Элемент	ОДСО $\zeta \cdot 10^2$	Рассчитанная U, м/с	$C_{зв}$, м/с [источник]
Be	0.12	12250	12550 [1]
Al	0.354	5092	5080 [1]
K	1.728	1922	2000 [3]
Fe	0.169	5122	5170 [1]
Co	0.172÷0.212	4452÷4961	4720 [3]
Cu	0.25÷0.242	3963÷4013	3980 [4]
Rb	2.02÷2.03	1195÷1202	1300 [3]
Mo	0.06452÷0.077	5790÷6349	6190 [3]
Rh	0.1126	4640	4630 [4]
Pb	0.4772÷0.478	1581÷1589	1260 [3]
Bi	0.212÷0.2592	2146÷2364	1790 [1]

Данные расчёта свидетельствуют о достаточно хорошем соответствии скорости движения ядра атомов и скорости звука. При $P\upsilon/kT = 1$, значение $\zeta = 0{,}582$ и уравнение (1) переходит в уравнение для расчёта скорости U в реальных газах.

1. Физические величины: Справочник / Под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1231 с.
2. Бертяев Б.И., Реут И.И. Об уравнении состояния, сжимаемости и внутреннем давлении в металлах с ОЦК, ГЦК и ГПУ решётками / Вестник СамГТУ. Серия: Физ.-мат. науки. 2008. №2 (17) – С. 215-223.
3. Физико-химические свойства элементов / Под ред. Г. В. Самсонова. Киев: Наукова думка, 1965.
4. Физика взрыва. В двух томах / Под ред. Л.П. Орленко. – М.: Физматлит. Т.2. 2002. 551 с.

ОБ ОДНОМ ЭЛЕКТРОННОМ ПОДХОДЕ К ИНТЕРПРЕТАЦИИ ВНУТРЕННЕГО ДАВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ

Бертяев Б.И., Реут И.И.

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

В квантовой теории твёрдого тела тепловое расширение кристалла связывается с ангармонизмом в колебаниях атомов. В классической области температур, согласно [1], тепловое давление $P_т$ можно представить в виде

$$P_T = \Gamma \frac{3kT}{a^3}, \tag{1}$$

где Γ – коэффициент Грюнайзена, a – межатомное расстояние. Тепловое давление фононов рассматривается как фактор теплового расширения кристалла. Для гармонического кристалла Γ=0 и тепловое давление исчезает.

В докладе представлены результаты теоретических исследований поведения параметра $Z = E/kT = P\upsilon/kT$ в модели уравнения состояния [2] вида

$$\frac{\Delta\upsilon}{\upsilon} = \zeta = (e^Z - 1)^{-1}, \tag{2}$$

в интервале температур от 5К до 1200К. Здесь ζ – относительная доля свободного объёма (ОДСО), υ – объём элементарной ячейки кристаллической решётки. Расчёт ζ проводился для металлов с ОЦК и ГЦК решётками по данным о коэффициенте термического расширения β [3] в соответствии с уравнением

$$\beta = \frac{1}{T}(\zeta + \zeta^2)\ln(1 + \frac{1}{\zeta}) \ . \tag{3}$$

Исследования показали, что при $T \to 0$ параметр Z быстро нарастает, что не свойственно фононной модели теплового расширения кристаллической решётки.

В докладе доказывается, что тепловое давление следует связывать с орбитальным движением внешних электронов атомов кристаллической решётки.

1. Петров, В.А. Температурно-силовая неустойчивость атомной цепочки [Текст] / В.А. Петров, В.Л. Гиляров // ФТТ. – 1981. – Т.23. – Вып. 10. – С. 3372-3375.
2. Бертяев, Б.И. Об уравнении состояния, сжимаемости и внутреннем давлении в металлах с ОЦК, ГЦК и ГПУ решётками [Текст] / Б.И. Бертяев, И.И. Реут // Вестник СамГТУ. Серия: Физико-математический науки. 2008 – Вып. №2 (17) – С. 215-223.
3. Физические величины: Справочник [Текст] / Под. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1231 с.

ВЛИЯНИЕ СПЕКТРА ДИСЛОКАЦИОННЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ВОЗНИКНОВЕНИЕ ЭФФЕКТА СУХОГО ТРЕНИЯ ПРИ ДВИЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ВИДАМИ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ

Малашенко В. В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
malashenko@fti.dn.ua

Пластические свойства кристаллов в значительной степени определяются особенностями движения дислокаций – линейных дефектов кристаллической структуры – и их взаимодействием с другими структурными дефектами [1]. Интерес к исследованию движения дислокаций в динамической области в последние годы заметно возрос, что связано с важностью дислокационной динамики для понимания процессов, происходящих в кристаллах при высокоскоростном растяжении либо под действием ударных нагрузок [2], в частности, создаваемых коротковолновым лазерным излучением огромной мощности [3]. Существенное влияние на динамическое движение дислокаций оказывает их взаимодействие со структурными дефектами[4–8]. Одним из наиболее важных и часто встречающихся типов дефектов кристаллической структуры являются дислокационные петли. В настоящей работе показано, что наличие щели Δ в спектре колебаний движущихся краевых дислокаций (т.е. $\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2$, где с – скорость звука в кристалле) приводит к тому, что динамическое торможение этих дислокаций призматическими дислокационными петлями приобретает характер сухого трения (т.е. не зависит от скорости скольжения) при скоростях $10^{-2} c < v < v_L = R\Delta$, где R – средний радиус петли. Сила динамического торможения петлями может быть приближенно описана формулой

$$F = F_0(L/R); \qquad F_0 = n_L \mu b \tag{1}$$

Здесь n_L – безразмерная концентрация петель, b – модуль вектора Бюргерса петли, μ – модуль сдвига, L – характерный масштаб взаимодействия, порождающего спектральную щель. Если щель возникает в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов с дислокацией, L имеет смысл среднего расстояния между дефектами, если причиной появления щели является взаимодействие дислокаций, образующих подвижную пару, это расстояние между дислокациями, если же она появляется в результате действия сил изображения, то характерным масштабом является расстояние между поверхностью и плоскостью дислокационного скольжения.

1. Cantrell J. H. // J. Appl. Phys. – 2009. – Vol. 105, № 3. – P. 043520–043527
2. Канель Г. И., Фортов В. Е., Разоренов С. В. // УФН. – 2007. – Т. 177, № 8.
3. Wang Y., Liu Z.-K., Chen L.-Q. at al // Phys. Rev. B. – 2005. – Vol. 71, № 5.
4. Малашенко В. В. // Кристаллография. – 2009. – Т. 54, № 2. – С. 312.
5. Малашенко В. В. // ФТТ. – 2009. – Т. 51, № 4. – С. 703.
6. Малашенко В. В. // ЖТФ. – 2009. – Т. 79, № 4. – С. 146.
7. Malashenko V. V. // Modern Phys. Lett. B. – 2009. – Vol. 23, № 16. – P. 2041.
8. Malashenko V. V. // Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ (Ti,Al)N, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИТТРИЕМ

Васильев В.В., Коваленко В.И., Лучанинов А.А., Маринин В.Г., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина,
strelnitskij@kipt.kharkov.ua

Одной из серьезных проблем энергетики является повышенный износ важнейших элементов теплотехнического оборудования ТЭС и АЭС (лопатки турбин, элементы запорной и регулирующей арматуры, рабочие колеса насосов и др.). Эффективным способом продления ресурса работы оборудования является использование защитных вакуумно-дуговых покрытий на основе нитридов, которые должны противостоять комплексу разрушающих факторов, важнейшими из которых являются коррозия и эрозия. Известно, что наноструктурные покрытия системы (Ti,Al)N легированные небольшим количеством Y характеризуются высокой твердостью, термической стабильностью и стойкостью к окислению. Целью данной работы являлось исследование таких покрытий на эрозионную стойкость.

Покрытия TiN, $(Ti_{0,5}Al_{0,5})N$ и $(Ti_{0,5-x}Al_{0,5}Y_x)N$ толщиной 5–6 мкм осаждались с помощью вакуумно-дугового источника фильтрованной плазмы при подаче высоковольтных импульсов потенциала смещения на подложке амплитудой 1,5 кВ. Осаждение проводилось на подложки из стали 12Х18Н9 при давлении азота 0,1 Па. Твердость (*H*) и модуль Юнга (*E*) покрытий измерялись наноиндентором G200 (рис.1). Эрозионную стойкость оценивали по результатам кавитационных испытаний на установке с магнито-стрикционным вибратором МСВ-1 при частоте 20 кГц гравиметрическим методом. Зависимости весовых потерь образцов от длительности кавитационного воздействия показаны на рис.2.

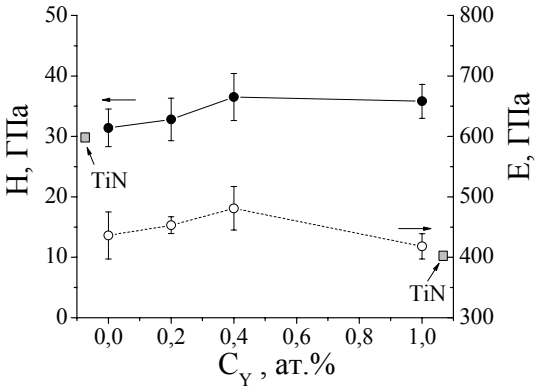


Рис.1. Зависимости твердости и модуля Юнга покрытий $(Ti_{0,5-x}Al_{0,5}Y_x)N$ от концентрации Y.

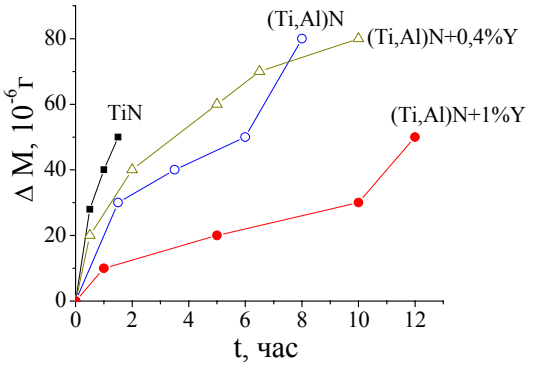


Рис.2. Кинетические кривые кавитационного износа покрытий разного состава.

Все исследованные покрытия характеризуются достаточно высокой твердостью 30–36 ГПа и низким кавитационным износом. Изменение состава покрытий слабо влияет на их механические характеристики, однако кардинально изменяет их эрозионную стойкость. Средняя скорость кавитационного износа образца с покрытием $(Ti_{0,5-x}Al_{0,5}Y_x)N$, содержащим 1ат.%Y, в 3 раза ниже, чем с покрытием $(Ti_{0,5}Al_{0,5})N$, и почти в 10 раз ниже, чем с покрытием TiN.

СРАВНЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ КОНДЕНСАТОВ Ti–N и Ti–Si–N

Аксёнов И.И., Белоус В.А., Заднепровский Ю.А., Коваленко В.И., Ломино Н.С.

ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина
yaz@kipt.kharkov.ua

В работе изложены сравнительные результаты исследований некоторых функциональных характеристик (износо- и коррозионной стойкости, шероховатости, а также стойкости против ионного распыления) Ti–N и Ti–Si–N покрытий, синтезируемых в присутствии азота в широком диапазоне давлений $10^{-5} \div 10^{-2}$ Торр. В качестве катодных материалов использован титан с 4 и 5 вес.% кремния. Концентрация кремния в покрытиях *(C_{Si})* определялась рентгенофлуоресцентным методом без учёта концентрации азота, т. е. за 100 % принималась сумма концентраций титана и кремния. Эксперименты по определению стойкости покрытий различного состава к распылению проводили ионами титана, ускоренными до энергии ~1 кэВ. Износостойкость получаемых покрытий исследовалась по убыли массы на специальном стенде. Шероховатость R_a исследовалась с помощью профилометра.

Ранее нами было показано, что процентное содержание компонентов покрытия отличается от соотношения их концентраций в катоде и меняется в широких пределах в зависимости от параметров процесса осаждения – отрицательного смещения на подложке и давления газа (азота) в реакционной камере. При этом концентрация кремния в покрытии в любых условиях осаждения всегда ниже (от 10 до 50%), чем в катоде.

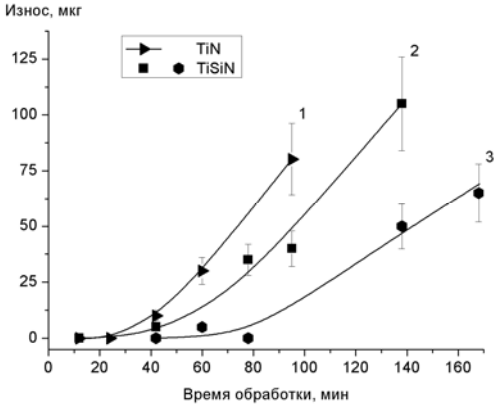


Рис. 1. Износ TiN и TiSiN покрытий в зависимости от длительности испытаний (1–TiN, 2–TiSiN(1%Si), 3 – TiSiN(2.9%Si)

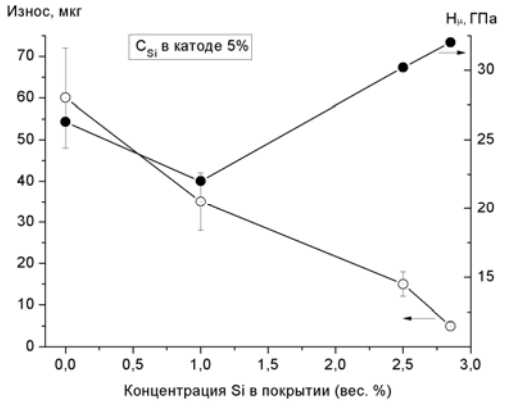


Рис.2 Износ и микротвёрдость TiSiN-покрытий при разных содержаниях Si.

Сравнительные данные по износу TiN и TiSiN покрытий в зависимости от длительности испытаний приведены на рис.1. Из этого рисунка следует, что увеличение содержания кремния в покрытии приводит к увеличению стойкости исследуемых материалов к истиранию. На рис.2 представлены характеристика износа TiSiN-покрытия, отнесённая к определённому времени от начала испытаний (80 мин) и твёрдость H_μ этих же покрытий при разных значениях концентрации кремния в покрытии. Обращает внимание немонотонность зависимости H_μ (C_{Si}), которая связана с тем, что с повышением давления азота при $p>10^{-3}$ Торр реализуется возможность в процессе роста покрытия формироваться не только нитриду титана, но и второй фазе – Si_3N_4. Покрытие, имеющее такой состав, отличается повышенной стойкостью к ионному распылению и абразивному износу по сравнению с соединением на основе TiN.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN

Аксёнов И.И., Белоус В.А., Заднепровский Ю.А., Ломино Н.С., Толмачёва Г.Н.

ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина
yaz@kipt.kharkov.ua

В последнее десятилетие в процессах вакуумно-дугового осаждения покрытий различного функционального назначения стали интенсивно применять катоды, в составе которых наряду с основным металлом, например, Ti присутствуют добавки других элементов периодической системы. Это позволило существенно улучшить как традиционно эксплуатируемые служебные свойства получаемых покрытий, так и расширить диапазоны применимости этих покрытий.

В данной работе с помощью наноиндентера получены результаты сравнительных измерений некоторых механических свойств покрытий (нанотвёрдость и модуль упругости), полученных с использованием катодов различного состава: Ti, TiSi и TiAlY (табл.1). Покрытия осаждались на образцы размером 20x10x1 мм. Использованы два режима осаждения покрытий: в «прямом» потоке плазмы, когда образцы устанавливались непосредственно напротив катода (Δx = 350 мм) и не предпринимались меры для снижения капельной составляющей продуктов эрозии – поток *А*, и в потоке, когда образцы помещались в области «тени», т.е. вне зоны прямой видимости с катода, где возможность попадания различных макровключений существенно уменьшалась – поток *Б*. В таблице присутствуют также результаты вычисления обобщённого параметра H^3/E^2, характеризующего прочность получаемых композитов.

Из анализа результатов, приведенных в таблице, следует, что используемые в эксперименте различные добавки в составе Ti-катодов позволяют получать улучшенные механические характеристики покрытий, а дальнейшие эксперименты по исследованию их служебных характеристик дадут ответ о перспективности полученных конденсатов в конкретных приложениях.

Таблица1. Сравнительные механические характеристики покрытий различного состава

Покрытие	Состав катодов, вес.%	H_μ, ГПа	Нанотвердость, ГПа		Модуль упругости, ГПа		H^3/E^2	
		поток А	поток А	поток Б	поток А	поток Б	поток А	поток Б
TiN	Ti	27,5	33,3	35	486	420	0,16	0,24
TiSiN	Ti– 95,5 Si–4,5	35,2	-	37,2	414	-	0,3	-
TiAlYN	Ti–77,5 Al–22 Y–0,5	39,1	37,1	37,7	480	440	0,22	0,28
	Ti–69,5 Al–25 Y–5,5	38,7	33,3	37,1	440	418	0,19	0,29
		32,9	31,8	36,1	394	408	0,21	0,28

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti–Al–N ПОКРЫТИЙ, ОСАЖДАЕМЫХ ИЗ СМЕШАННОГО ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ПОТОКА ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ

Аксёнов Д.С., Аксёнов И.И., Лучанинов А.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачёва Г.Н., Юрков С.А.

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

Ti–Al–N покрытия могут быть использованы для защиты и продления срока службы режущего инструмента так как обладают повышенными, относительно однокомпонентных покрытий, физико-механическими характеристиками.

Покрытия осаждались вакуумно-дуговым методом, путём смешивания потоков плазмы от двух источников с катодами из алюминия и титана [1, 2]. Для получения покрытий использовалась система с двухканальным Т-образным магнитным фильтром [3].

Целью данной работы является исследование влияния концентрации алюминия в покрытии и потенциала подложки на твёрдость и структуру получаемых данным методом Ti–Al–N покрытий. Концентрация алюминия изменялась в диапазоне от ~ 8 вес.% до ~ 58 вес.%, потенциал подложки от − 18 В до − 300 В. Элементный состав покрытий определялся методом рентгено-флуоресцентного анализа на спектрометре СПРУТ. Рентгеноструктурные исследования производились на аппарате ДРОН-3. Твёрдость и модуль упругости покрытий определялись методом непрерывного измерения жёсткости при помощи наноиндентора G200.

Максимальная твёрдость покрытий составляет ~ 35 ГПа и наблюдается при концентрации алюминия около 33 вес.% и потенциале подложки равном − 100 В. Установлено, что модуль упругости получаемых покрытий уменьшается по мере роста концентрации алюминия и отрицательного потенциала подложки. Анализ дифракционных кривых показал, что в покрытиях с содержанием алюминия ~ 8 вес.% и ~ 33 вес.% формируется кубический нитрид на базе TiN со структурой типа NaCl и преимущественной ориентацией кристаллитов плоскостями (h00) параллельно поверхности подложки. Увеличение концентрации алюминия до ~ 58 вес.% приводит к формированию нитрида на базе гексагонального AlN со структурой типа вюрцит. Показано, что изменение концентрации алюминия в исследуемом диапазоне приводит к уменьшению областей когерентного рассеяния от 35 нм до 16 нм. Увеличение отрицательного потенциала подложки до − 300 В приводит к дальнейшему уменьшению областей когерентного рассеяния до 6 нм, а также к росту параметра решётки.

1. D.S. Aksyonov, I.I. Aksenov, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nitskij. Deposition of Ti-Al-N Coatings Using Two-Channel T-Shaped Magnetic Filter. Proc. of XXIVth ISDEIV, Braunschweig, Germany, 2010, p.494 − 496.
2. 2. Д.С. Аксёнов, И.И. Аксёнов, А.А. Лучанинов, Е.Н. Решетняк, В.Е. Стрельницкий. Регулировка состава Ti-Al-N покрытий, осаждаемых с применением двухканального вакуумно-дугового источника фильтрованной плазмы. Физическая инженерия поверхности, т.8, №4, с.307 − 313.
3. I.I. Aksenov, D.S. Aksyonov, V.V. Vasilyev, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nitskij. Two-Cathode Filtered Vacuum Arc Plasma Source. IEEE Trans. Plasma Sci., v.37, iss.8, 2009, p.1511 − 1516.

НЕЛИНЕЙНЫЙ АКУСТИЧЕСКИЙ ОТКЛИК КОМПОЗИТА НА ИМПУЛЬСНОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КАК НОВЫЙ КАНАЛ ИНФОРМАЦИИ О ПРОЦЕССАХ РАЗРУШЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ «ВКЛЮЧЕНИЕ–МАТРИЦА»

Калиниченко А.И., Стрельницкий В.Е.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина,
aikalinichenko@kipt.kharkov.ua

Теоретически исследуется акустический отклик композита на облучение импульсным пучком электронов, вызывающим образование трещин вблизи нитевидных включений. Рассматривается мишень, состоящая из «прозрачной» матрицы и поглощающих включений в виде бесконечных цилиндрических нитей диаметром *d*. При достаточно большом флюенсе $\Phi > \Phi_c = \sigma_{2c}(K_1 + \mu_1/3 + \mu_2)\cdot\cdot\left(\Gamma_1\mu_2\chi_1\right)^{-1}$, термоупругое напряжение во включении достигает величины, при которой растягивающие окружные напряжения в матрице на границе с включением превышают предел ее прочности на разрыв (для пучка релятивистских электронов и свинцовых включений в стеклянной матрице $\Phi_c \sim 10^{14}$ см$^{-2}$). Здесь Γ_1, K_1, μ_1 и χ_1 – параметр Грюнайзена, модуль всестороннего сжатия, модуль сдвига и линейные потери энергии частиц излучения в материале включения, μ_2 – модуль сдвига материала матрицы. Вдоль включения образуется трещина, объем которой $V = A\left(\Gamma_1\Phi d\,\chi_1\big/1+\sqrt{1-B\Gamma_1\Phi d\,\chi_1 p_0}\right)^3$ значительно превышает тепловое расширение включения. Объем был рассчитан для раскрывающих напряжений $p(\varsigma) = \; = p_0 + \Gamma_1\Phi d\,\chi_1\,\delta(\varsigma)$, где p_0 – однородное растягивающее напряжение, нормальное берегам трещины и создаваемое внешними силами. Ось ς лежит в плоскости трещины перпендикулярно включению, A и B – константы, определяемые упругими свойствами и поверхностным натяжением вещества матрицы. Амплитуда цилиндрической волны напряжений в волновой зоне, возбуждаемая в приближении мгновенного энерговыделения, задается выражением

$$\sigma(r,t) = \frac{A\rho s\Gamma_1^3\chi_1^3 \nu d\sqrt{2}}{\pi\sqrt{r}}\int\limits_{r-st}^{\infty}\frac{dx}{\sqrt{st-r+x}}\int\limits_{-\infty}^{\infty}\left(\frac{\Phi(x,y)}{1+\sqrt{1-Bp_0\Phi(x,y)}}\right)^3 dy\,,$$

где ρ и s – плотность и скорость звука в композите, ν - объемная доля включений.

Если $p_0 = 0$, то амплитуда возбуждаемого импульса зависит по кубическому закону от флюенса Φ и пропорциональна диаметру включений *d*, тогда как линейная термоакустика предсказывает $\sigma \sim \Phi$ и отсутствие зависимости от *d*. При $p_0 \neq 0$ объем трещины *V* зависит от ориентации включения относительно направления растяжения. Если включения ориентированы перпендикулярно направлению растяжения, то устойчивая трещина при наличии внешнего растяжения образуется лишь для флюенсов $\Phi(x,y) \le \Phi_d = 1/Bp_0$, при этом зависимость амплитуды от флюенса еще более резкая. В случае $\Phi > \Phi_d$ происходит неограниченный рост трещины, и мишень при облучении раскалывается.

Т.о., резкое изменение зависимости акустического отклика от флюенса является признаком начала разрушения на границах «включение-матрица», а критическое значение флюенса Φ_c позволяет определить предельные напряжения σ_{2c}, при которых начинается разрушение матрицы.

COMPOSITION ADJUSTMENT OF VACUUM-ARC Ti–Al–N FILMS, DEPOSITED WITH USE OF TWO-CHANNEL FILTER

Aksyonov D.S., Aksenov I.I., Luchaninov A.A., Reshetnyak E.N., Strel'nitskij V.E.

National Science Centre "Kharkov Institute of Physics and Technology", Kharkov, Ukraine
strelnitskij@kipt.kharkov.ua

Nitride films based on two or more components have improved physical and mechanical characteristics and are used as protective to extend cutting tools lifetime.

The films can be obtained by simultaneous deposition of plasma streams from multiple plasma sources with cathodes made of different materials. Systems having single-channel or multichannel plasma filters can be used for films deposition. In systems with one channel, different cathodes are arranged near each other. Plasma mixing degree is low, because the streams are transported parallel to each other in longitudinal magnetic field. As a result, deposited films are characterized by strong composition inhomogeneity. In multichannel systems plasma streams are transported separately up to common output section of the plasma duct. Inside the output section, plasma streams are also do not mix for the same reasons as in single-channel systems. Plasma mixing devices, which are described in literature, do not provide sufficient plasma mixing degree or studied only in terms of thickness uniformity of depositing films.

Previously [1] we demonstrated the possibility to deposit Ti–Al–N films with composition and thickness uniformity on 180 mm diameter substrates. The films have fixed aluminum content ~ 40 wt.%. Deposition was performed after mixing of aluminum and titanium plasma streams into single one. We used two-channel T-shaped magnetic filter for this purpose.

The scope of current work is the study of the possibility of adjusting aluminum and titanium content in depositing Ti-Al-N films while maintaining their composition uniformity on large substrates. The effect of arc currents ratio and magnetic field intensity inside anode sections on radial distributions of film thickness and composition at different output-to-substrate distances was investigated.

It was found, that variation of arc currents ratio can provide aluminum concentration change in the deposited coatings in range from 30 wt.% to 49 wt.%. The adjustment range can be expanded by controlling magnetic field intensity inside anodes of the investigated system. The conditions in which aluminum content can be varied from 12.5 wt.% to 67 wt.% were established. It was shown, that increase of the output-to-substrate distance from 25 mm to 100 mm leads to increasing of film uniformity degree. But it also narrows the range of possible aluminum concentrations to 14 − 60 wt.%. The resulting films are composition-uniform on 180 mm diameter surface, deviation from aluminum concentration mean value is not exceeding ± 3 wt.%.

1. D.S. Aksyonov, I.I. Aksenov, A.A. Luchaninov, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nitskij. Deposition of Ti-Al-N Coatings Using Two-Channel T-Shaped Magnetic Filter. Proc. of XXIVth ISDEIV, Braunschweig, Germany, 2010, p.494 − 496.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАФНИЯ ТЕХНИЧЕСКОЙ ЧИСТОТЫ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1,7 - 430 К

Москаленко В. А., Смолянец Р. В., Стеценко С.П.[(1)], Ковтун К.В.[(1)]

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина.
moskalenko@ilt.kharkov.ua
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
г. Харьков, Украина.
kkovtun@kipt.kharkov.ua

Гафний вместе с титаном и цирконием относятся к ГПУ металлам IV группы периодической таблицы элементов, пластическая деформация которых осуществляется сочетанием скольжения и двойникования. С понижением температуры деформационное двойникование заметно активизируется, оказывая существенное влияние на микроструктуру и механическое поведение металлов данной группы [1,2]. В частности, активизация этой деформационной моды, генерируя множество различных двойниковых ориентаций (беспорядочно ориентированных кристаллитов фрагментированных зерен) будет придавать общей текстуре случайный (рандомизирующий) характер. К настоящему времени авторам неизвестны исследования механических свойств гафния при температурах ниже 77 К.

В работе был изучен ядерно-чистый гафний ГЭФ-1 в двух структурных состояниях: крупнозернистый со средним размером зерна ~ 30 мкм (после отжига при 1123 К в течение 2 ч) и ультрамелкозернистый с субмикронным размером зерна, полученным прокаткой при температуре близкой к температуре жидкого азота. Механические свойства были определены в экспериментах по сжатию при номинальной скорости пластической деформации $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$ на образцах с размером 2,5×2,5×8 мм^3 в интервале температур 1,7 -430 К. Найденные закономерности (особенности) низкотемпературной пластичности изученного гафния аналогичны наблюдаемым для титана с подобным содержанием примесных атомов внедрения кислорода и азота.

Термоактивационный анализ температурных зависимостей условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, дифференциальных характеристик пластичности (чувствительности деформирующего напряжения к скорости деформации $\beta = (\Delta\sigma/\Delta \ln \dot{\varepsilon})_T$ и температуре) и активационного объема $V^* = kT/\beta$ показал, что выше ~ 20 К контролирующим механизмом пластической деформации гафния с микронным и субмикронным размером зерна является преодоление дислокациями примесных атомов внедрения.

Измельчение зерна до субмикронных значений существенно уменьшает степень анизотропии механических свойств, наблюдаемую в крупнокристаллических образцах и связанную с текстурой отжига. Эффект объясняется активностью деформационного двойникования.

1. V.A. Moskalenko, V.I. Startsev, V.N. Kovaleva, Cryogenics **20** (1980) 507.
2. E. Cerreta, C.A. Yablinsky, G.T. Gray III, S.C. Vogel, D.W. Brown, Mater Sci Eng **A 456** (2007) 243.
3. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ **35** (2009) 1160.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ

Брауде И.С., Гальцов Н.Н., Москаленко В.А.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина,
braude@ilt.kharkov.ua

Возросший в последнее время интерес к изучению деформационной структуры металлов и сплавов в большой мере обусловлен созданием и исследованием наноструктурных материалов, т. е. кристаллических материалов с субмикронным и нанометровым размером зерна, обладающих комплексом уникальных свойств, имеющих практический интерес. Объемные наноструктурные материалы (средний размер зерна $d \sim 250$ нм) наиболее часто получают, используя методы с применением интенсивных пластических деформаций [1]. В [2] объемный нанокристаллический титан с размером зерна $d < 100$ нм был получен методом криомеханической обработки (криопрокаткой). Из-за высокой плотности деформационных дефектов, введенных большими пластическими деформациями, исследование микроструктурных параметров наноструктурных материалов таким традиционным методом как просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) затруднено. Хотя именно использование темнопольного изображения ПЭМ позволяет сделать надежный вывод о значении и дисперсии размеров зерен, когда речь идет о величинах меньших ~ 100 нм.

В настоящей работе для изучения параметров деформационной структуры титана технической чистоты ВТ1-0 после деформации прокаткой до значений истинной деформации $\varepsilon = 1.95$ при комнатной температуре и близкой к температуре жидкого азота, а также последующих отжигов был использован метод рентгеновской дифрактометрии. Съемка образцов производилась при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-2 в излучении K_α-медного анода.

В результате проведенных исследований было установлено, что образцы после прокатки при разных температурах в отношении деформационной микроструктуры являются «двухфазными», а именно, наряду с кристаллической фазой (размер зерна больше 100 нм) в образце присутствует «аморфная» фаза (с размером зерна $\lesssim 50$ нм). Кроме того, прокатка титана при низких температурах приводит к изменению размеров кристаллитов и к сжатию решетки вдоль оси c, а также к более низкому уровню микродеформаций по сравнению с прокаткой титана при комнатной температуре. При отжиге криопрокатаного титана происходит не только снятие напряжения в образцах, что и следовало ожидать, но и уменьшение количества мелкодисперсной фазы за счет коалесценции мелких зерен.

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М., «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ, 35 (2009) 1160.

ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Москаленко В. А., Смирнов А. Р., Смолянец Р. В.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина.
moskalenko@ilt.kharkov.ua

Считается, что деформационное поведение нанокристаллических металлических материалов определяется либо зернограничной аккомодацией, либо внутрикристаллитным скольжением, включающим эмиссию и поглощение дислокаций границами зерен. Конкретные механизмы, контролирующие скорость пластического течения, остаются дискуссионными. В частности, не ясно, будут ли эти механизмы отличаться для металлов с различной кристаллической структурой, или зависеть от чистоты материала, как это наблюдается для их крупнокристаллических аналогов. Наименее изученными в этом отношении являются нанокристаллические металлы с гексагональной плотноупакованной структурой, такие как титан, цирконий и др. Основным сдерживающим фактором в изучении физических механизмов пластичности этих наноматериалов являлось отсутствие технологий получения *о*бъемного нанокристаллического состояния с размером зерна менее 100 нм.

Недавно, применив метод криомеханической обработки, авторами был впервые получен объемный нанокристаллический титан со средним размером зерна $\bar{d}$ до 35 нм и найдена возможность изменять его регулируемым образом от нанометровых до субмикронных/микронных значений [1]. В настоящей работе объектом исследования являлся титан с различной концентрацией примесных атомов внедрения кислорода и азота (0,07-0,36 ат. %) и средним размером зерна изменяющимся от 35 нм до 50 мкм. В экспериментах по квазистатическому растяжению и сжатию в интервале температур 4,2 – 395 К были измерены температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ и таких дифференциальных характеристик, как чувствительность деформирующего напряжения к скорости деформации $\beta = (\Delta\sigma/\Delta\ln\dot{\varepsilon})_T$ и температуре, а также активационного объема $V^* = kT/\beta$. Обнаружено изменение аналитического вида температурной зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ в интервале температур 50 – 395 К с уменьшением среднего размера зерна $\bar{d}$ до нанометровых значений.

Изучены закономерности в изменении активационного объема V^*, как кинетической характеристики деформационных механизмов, в зависимости от среднего размера зерна $\bar{d}$. Установлено пороговое значение размера зерна $\bar{d}$, независящее от чистоты материала, отвечающее переходу от дислокационных механизмов пластичности присущих крупнокристаллическому титану (механизм Пайерлса либо примесный), к механизму, при котором важную роль в пластической деформации материала с нанометровым размером зерна начинают играть процессы на границах зерен.

1. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ, 35 (2009) 1160.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ ПРИ КРИОПРОКАТКЕ

Москаленко В. А., Смирнов А. Р.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
г. Харьков, Украина.
moskalenko@ilt.kharkov.ua

Фундаментальной основой недавно реализованного криомеханического метода получения объемного нанокристаллического титана [1] является его склонность к активизации деформационного двойникования с понижением температуры в условиях ограниченной деформации скольжением [2], что обусловливает сильную фрагментацию зерен исходного поликристаллического агрегата.

В работе методами оптической и электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) изучено влияние степени деформации при прокатке (истинная деформация ε = 0,1–2,8) при температурах близких к температуре жидкого азота и последующих отжигов на средние значения и дисперсию размеров зерен в титане различной чистоты.

Уже при небольших деформациях ($\varepsilon \approx 0{,}1$) двойникованию подвергаются практически все зерна поликристаллического агрегата, чему благоприятствует как многообразие систем двойникования, которые могут быть реализованы при низких температурах, так и активизация самого процесса двойникования. Кроме большого числа первичных систем двойникования происходит вторичное и третичное двойникование. Релаксация внутренних напряжений при пересечении двойников, на границах зерен и в аккомодационной зоне двойник-матрица также происходит за счет двойникования. Увеличение деформации до значений $\varepsilon \sim 0{,}5$ обеспечивает формирование состояния с субмикронным размером кристаллитов $d \approx 250 - 600$ нм главным образом за счет фрагментации исходного зерна первичными двойниками. Наиболее активными при этом являются двойники сжатия $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}\bar{3}\rangle$ и двойники растяжения $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$.

В условиях существенно ограниченной деформации скольжением дальнейшая фрагментация зерен до нанометровых размеров областей когерентного рассеивания (ОКР) $d \approx 20 - 60$ нм становится возможной только благодаря вторичному и третичному двойникованию, которое активизируется при повышении степени криодеформации. В случае титана повышенной чистоты такие нанокристаллические структурные элементы занимают 80-90 % объема образца. Остальную долю объема составляют структурные элементы двойниковой природы с субмикронным и микронным размером, которые, в свою очередь, делятся на приблизительно равноосные и вытянутые. Предлагается характеризовать структурное состояние такого материала как бимодальное с преобладанием нанометровых кристаллитов и некоторой долей ОКР субмикронного и микронного размеров.

Установлено, что, совмещая технологические процедуры криомеханической обработки (одним из вариантов которой является криопрокатка) и отжигов, можно получать титан с регулируемым размером зерна – от нанометровых до субмикронных/микронных значений.

1. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, ФНТ **35** (2009) 1160.
2. V.A. Moskalenko, V.I. Startsev, V.N. Kovaleva, Cryogenics **20** (1980) 507.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2+3%Y_2O_3 МАТРИЦЫ

Глазунов Ф.И., Даниленко И.А., Константинова Т.Е., Волкова Г.К., Прохоренко С.В., Бурховецкий В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, г. Донецк, Украина,
Glazunov-Fedor@rambler.ru

Керамика на основе диоксида циркония обладает уникальным сочетанием различных свойств: высокой прочностью, термостойкостью, химической стабильностью, ионной проводимостью, биологической совместимостью и др. [1], однако кроме перечисленных достоинств она имеет существенный недостаток – высокую хрупкость. Решить проблему излишней хрупкости возможно при переходе к композиционным материалам, где в качестве матрицы выступает циркониевая керамика, а наполнителем служат дисперсные частицы металлов (например, W, Mo, Ni, Al, Cr, Ti и др.) или их оксидов [2]. На наш взгляд такие системы являются недостаточно изученными, особенно если они изготовлены из нанопорошков. Поэтому целью данной работы ставиться изучение зависимостей прочности, плотности, трещиностойкости и микроструктуры композиционной керамики на основе диоксида циркония от различных видов и концентраций наполнителей, а также параметров её получения (давления прессования, температуры спекания и др.)

В качестве материала матрицы использовалась керамика состава ZrO_2+3%Y_2O_3, изготовленная из нанопорошков, полученных по технологии ДонФТИ НАН Украины методом совместного осаждения [3]. В качестве наполнителя применялись различные металлические и оксидные порошки, например, никель, молибден, оксид алюминия и т.д. Приготовление порошков композитных составов проходило двумя методами: химическим соосаждением в случае оксидных наполнителей, и ультразвуковым смешиванием порошка матрицы с солями, гидроксидами или оксидами металлов с их последующим восстановлением в водороде для получения частиц металла. Далее композиционный материал компактировался и подвергался обработке в условиях ВГД при различных давлениях. Спекание керметов проводилось в водороде и/или аргоне при температурах от 1200 до 1400°C. Спекание оксидных композиционных материалов проводилось в воздушной атмосфере при температурах от 1300 до 1500° C.

В обоих случаях отмечается повышение физико-механических свойств на 10-30%. Для композита с наполнителем из Al_2O_3 и Cr_2O_3 получена немонотонная зависимость физико-механических свойств от концентрации наполнителя. Максимум значений достигается при концентрациях наполнителя 1-3%. Для металлических наполнителей (Ni) эффект значительно слабее. Следует отметить, что в последнем случае, распространяющаяся трещина огибает зерно наполнителя.

1. Heuer, A.H., Hobbs, L.W., Eds., Science and Technology of Zirconia, Adv. Ceram., Vol. 3, p. 475.
2. Tuan WH, Liu SM, Ho CJ, Yang TJ. J Am Ceram Soc 2006;89:754–8.
3. Т.Е.Константинова, И.А.Даниленко, В.В.Токий, Г.К.Волкова, В.А.Глазунова, Н.В.Токий, Н.П.Пилипенко, А.С.Дорошкевич, И.К.Носолев. Нанопорошки на основе диоксида циркония: получение, исследование, применение. Наносистемы, наноматеріали, нанотехнологі 2 (2), 609 (2004).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Zr–1%Nb МЕТОДОМ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ

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

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2] *Институт ядерной физики СО РАН, Новосибирск, Россия*
poletm@ispms.tsc.ru

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

Обнаружен осциллирующий характер изменения с деформацией относительной интенсивности отражений, соответствующих основной и второстепенной текстурной компонентам, с выраженной синхронностью усиления одной и ослабления другой составляющей. Установлено, что флуктуации интенсивности согласуются с немонотонным изменением интегральной ширины, а также размеров областей когерентного рассеяния и упругих микроискажений, что свидетельствует о взаимосвязи осциллирующего характера процесса переориентации кристаллитов с периодическими изменениями в микроструктуре. Показано, разность упругих и пластических свойств различно ориентированных к легкому призматическому скольжению зерен приводит к перераспределению нагрузки и обусловливает неодновременность протекания в них процессов упрочнения, связанных с ростом степени искаженности решетки, и разупрочнения, указывающего на протекание в структуре возврата и рекристаллизации. Наблюдается корреляция полученных результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии о цикличности дислокационных превращений в ходе леформации сплава Zr–1%Nb, которая сопровождается накоплением дефектов и формированием субзеренной структуры, а затем релаксацией внутренних напряжений в результате процесса атермической коалесценции, который сопровождается распадом субграниц и перераспределением дислокаций.

СТРУКТУРНО-ОРИЕНТАЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л.

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

Конструкционные ГПУ - циркониевые сплавы обладают выраженной анизотропией упругих и пластических свойств, что определяет особенности их деформационного поведения. В работе изучено явление неустойчивости пластического течения, обнаруженное на параболической стадии деформационной кривой растяжения, и сопровождающееся периодическим изменением локальной скорости деформации в очаге макролокализации в процессе его трансформации в шейку. Проведено комплексное исследование взаимосвязи немонотонного деформационного поведения с эволюцией микроструктуры и микротекстуры в очаге деформации материала с привлечением методов дифракции обратно рассеянных электронов, электронной микроскопии. Анализ систем скольжения, активизируемых в процессе деформации, проводили с помощью расчета факторов Шмида как относительно оси растяжения.

Установлено, что колебательная неустойчивость в режиме «упрочнение - разупрочнение», наблюдаемая в очаге деформации, независимо от дислокационного, сопровождается геометрическим упрочнением (разупрочнением) в процессе переориентации плоскостей легкого скольжения в зернах относительно оси нагружения. Выявлена связь активности различных систем скольжения с закономерностями эволюции количественных параметров микроструктуры: распределении зерен/субзерен по размерам, спектре распределения границ по разориентациям и осям разориентации, удельной и относительной доли протяженности малоугловых и большеугловых границ, параметрах и содержании специальных границ. Установлено, что в условиях преобладания призматического скольжения происходит интенсивное формирование малоугловых границ и образование фрагментированной структуры. На стадии неустойчивости пластического течения в условиях действия вторичных систем скольжения активного образования новых субграниц не происходит, а наблюдается увеличение угла разориентации уже существующих до 15÷30°, при этом начинается преобразование зеренной структуры с последующим формированием волокнистой текстуры деформации. Обнаружено, что переменная активность призматической системы скольжения обусловливает циклический характер эволюции микроструктуры, включающий изменение размера, формы зерен, субзерен и их ориентации, в том числе, в результате локальной низкотемпературной динамической рекристаллизации, а также приводит к существенному измельчению зеренной структуры материала.

ТЕПЛАЯ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВАЯ ПРОКАТКА КАК МЕТОД ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

Пенкин А. В., Иванов М. Б., Колобов Ю. Р., Голосов Е. В.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, Белгород, Россия.
penkin_av@bsu.edu.ru

Согласно последним исследованиям в области интенсивной пластической деформации (ИПД), самый эффективный способ фрагментировать структуру металла – создать достаточно жесткие условия нагружения, приводящие к существенному снижению пластичности. Для этой цели наиболее подходит схема «простой сдвиг» при обязательном условии – наличие достаточного гидростатического давления. Существующие современные способы ИПД не способны предложить технологию удовлетворительную по себестоимости в производстве сортового проката, в частности прутка.

Нами предлагается рассмотреть в качестве такого способа процесс винтовой прокатки (ВП). При ВП реализуется схема напряженного состояния, близкая к всестороннему сжатию с интенсивными сдвиговыми деформациями. В процессе ИПД обязательно должны быть реализованы дополнительные каналы диссипации энергии помимо пластической деформации, например, такие как динамическая рекристаллизация, в т.ч. низкотемпературная. Для подтверждения возможностей ВП в плане глубокого измельчения структуры была проведена серия экспериментов. Главной задачей представленной работы было комплексное исследование эволюции структуры в технически чистом титане ВТ1-0 при однопроходовой и многопроходовой теплой ВП с достаточно большим коэффициентом вытяжки, а так же сочетания ВП и продольной прокатки с целью формирования субмикрокристаллической (СМК) структуры с большой долей высокоугловых границ. Температурный интервал выбирался, исходя из условий отсутствия рекристаллизации. В качестве модельного эксперимента была проведена ВП заготовок Ø20 мм с крупнозернистой структурой до Ø16мм (при температуре заготовки 400 ºС) с заранее нанесенным дефектом в виде продольной бороздки, по которой контролировали угол подъема винтовой линии, характеризующий степень сдвига при ВП. С целью детализации структурного состояния прутка Ø16мм полученного ВП провели исследование структуры и текстуры методом EBSD, а так же построили 3D реконструкцию микроструктуры. С целью оценки влияния дальнейшей ВП на эволюцию структуры была проведена дальнейшая прокатка в валках конической формы прутка Ø16мм на Ø11мм и Ø 7,5мм без предварительного нагрева. Было проведено исследование микроструктуры полученных прутков с целью выявления динамической рекристаллизации.

ИПД может применяться как до монотонного участка деформации, так и после него. В последнем случае на первой стадии нагружения металл накопит большую плотность дислокаций, которые на второй стадии приводят к его фрагментации без существенного снижения пластичности. В соответствии с данной идеологией путем сочетания винтовой, и продольной прокаток удалось получить однородную, глобулярную СМК структуру со средним размером зерна ~ 150 нм.

Таким образом, подбор рациональных режимов (траекторий и температурно-скоростных интервалов) деформации позволяет использовать преимущества ВП по проработке структуры за счет реализации интенсивной сдвиговой компоненты деформации.

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Грицына В.И., Дудник С.Ф., Опалев О.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
г. Харьков, Украина
strelnitskij@kipt.kharkov.ua

Известно, что алмаз имеет экстремально высокую твердость, износостойкость, теплопроводность, химическую стойкость и ряд других свойств, что определяет уникальность этого материала. Возможность получения сплошных алмазных пленок методом PECVD на инородных подложках резко расширяет сферу его возможного применения в качестве многофункциональных покрытий. Особый интерес при использовании покрытий для разных пар трения и условий скольжения вызывают наноструктурные алмазные покрытия, методы получения которых разработаны сравнительно недавно. Такие покрытия, в отличие от крупно- и микрокристаллических, имеет низкую шероховатость, которая по данным исследователей может иметь значения от нескольких единиц до нескольких десятков нанометров, и, следовательно, могут не требовать трудоемкой механической обработки или предварительной притирки. Величина шероховатости алмазных наноструктурных покрытий зависит как от предварительной подготовки поверхности перед их нанесением, так и условий синтеза. Целью работы являлось изучение влияния условий синтеза нанокристаллических алмазных покрытий на их морфологию и структуру.

Алмазные пленки толщиной до 10 мкм осаждались на молибденовые и кремниевые подложки из плазмы тлеющего разряда в смеси газов, содержавших $CH_4/H_2/Ar$. Морфология покрытий исследовалась при помощи атомно-силового микроскопа NT – 206. Были проведены исследования влияния состава рабочей смеси, температуры подложки, способа предварительной подготовки подложки на морфологию и структуру полученных пленок. Установлено, что микроструктура покрытий имеет вид сросшихся округлых в сечении кластеров с размерами не больше микрона, поверхность которых покрыта более мелкими наноразмерными образованиями. В зависимости от способа предварительной подготовки подложки из разных материалов и условий роста микронные кластеры являются выпуклыми или достаточно плоскими. Диаметр структурных образований на поверхности микрокластеров находится в диапазоне 20-60 нм. Средние значения этих величин близки к значениям размера ОКР, которые определялись методом рентгеноструктурного анализа, что дает основание считать величину ОКР средним размером нанозерен алмаза в пленках. Микрошероховатость поверхности кластера R_a для всех исследованных пленок $\leq$20 нм.

ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКА ZnSe

Борисенко Е.Б., Колесников Н.Н., Тимонина А.В., Борисенко Д.Н., Зверькова И.И.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
borisenk@issp.ac.ru

По целому ряду электрофизических, физико-химических, люминесцентных свойств и радиационной стойкости селенид цинка, легированный теллуром, является в настоящее время одним из наиболее эффективных сцинтилляторов для использования в детекторах для дозиметрических и рентгеновских систем. Известные методы получения кристаллов ZnSe, активированных Te, включают выращивание из расплава, механоактивирование исходного сырья для повторного выращивания [1]. Альтернативой этому длительному и сложному процессу получения материала с высокими люминесцентными свойствами может стать изготовление керамики ZnSe + Te.

Целью данной работы было получение керамического материала ZnSe(Te) со стабильной кубической структурой, исследование влияния различных обработок на фазовый состав и размер зерна полученного материала.

Для получения нанопорошка использовали разработанную нами установку [2] для прямого осаждения порошка из паровой фазы. Процесс осуществлялся в потоке гелия, скорость которого составляла 2.5 л/мин. Температура в зоне испарения поддерживалась в диапазоне 1150–1200ºC, в зоне осаждения 150–200°C. Керамический материал получали компактированием на машине Instron без нагрева, без смазок. Структуру полученных образцов исследовали с помощью рентгенофазового анализа и электронной микроскопии.

Средний размер частиц нанопорошка составлял 15 нм. При этом порошок состоял из смеси 60% гексагональной и 40% кубической фаз. После прессования и отжига при T = 700ºC в течение t = 10 мин получен образец с содержанием 40% гексагональной и 60% кубической фазы, средний размер зерна 80 нм. Дальнейший отжиг при этой температуре в течение t = 120 мин привел к 20% гексагональной и 80% кубической фаз и росту зерна до 120 нм. Для завершения перехода в кубическую фазу потребовался двухступенчатый отжиг: T = 700ºC, t = 120 мин + T = 800ºC, t = 120 мин. Рекристаллизованное зерно имело средний размер 350 нм.

Иначе развивается переход, если применить к керамике ZnSe+Te одноступенчатый высокотемпературный отжиг: T = 800ºC, t = 120 мин. При этом образуются две кубические фазы, соответствующие нелегированному ZnSe и легированному Te [3]. Хранение образца при комнатной температуре в течение 1.5 месяцев приводит к однофазному состоянию - кубической решетке с параметром a_3 = 5.676 Å, что соответствует твердому раствору ZnSe + 2.5 вес.% Te.

Проведенные исследования позволили найти условия, обеспечивающие получение керамики ZnSe(Te) с однородным фазовым, химическим составом и микроструктурой.

1. Рыжиков В. Д.; Старжинский Н. Г.; Гальчинецкий Л. П.; Силин В. И., Способ получения сцинтиллятора на основе селенида цинка, активированного теллуром, патент РФ 2170292 от 10.07.2001.
2. N. N. Kolesnikov, V. V. Kveder, E. B. Borisenko, D. N. Borisenko, R. B. James, Structure and properties of CdTe ceramics produced through nanopowder compaction, J. of Crystal Growth, (2005) vol. 285, pp. 339-344.
3. JCPDS 37-1463, 15-0746.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНА ВТ1-0 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ И ИЗОХРОННЫХ ОТЖИГОВ

Камышанченко Н.В.*, Неклюдов И.М., Волчок О.И.****

*Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия,
kamysh@bsu.edu.ru
**Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт|",
г. Харьков, Украина,
volchok@kipt.kharkov.ua

Титан и сплавы на его основе, обладая уникальным сочетанием физико-механических свойств, продолжают оставаться основными конструкционными материалами в аэрокосмической технике, медицине, а в последнее время как перспективный материал в атомной энергетике. Структурные изменения в титане при механико-термических обработках (МТО) в значительной степени определяются такими его особенностями, как развитие двойниковой моды при пластическом деформировании, высокой анизотропностью и др. Задачи настоящего исследования предусматривали изучение механического поведения при растяжении титана марки ВТ1-0, прошедшем МТО в виде прокатки при 773 К и изохронных отжигов (T = 823 и 1173 К).

Показано, что упрочнение титана при используемой МТО определяется уровнем плотности дислокаций при прокатке, эволюцией структуры субграниц α-Ti и фазовым наклепом при термообработках. Установлено, что вклад фазового наклепа в упрочнение при отжиге в области α-β превращений оказывается существенным только после степеней деформации ε<80%. В процессе снятия кривых деформации определялись параметры акустической эмиссии (активность импульсов и их сумма). Как показали параметры АЭ, они максимальны у образцов, предварительно деформированных на меньшие степени деформации (ε < 80%). В этом случае высокоамплитудными источниками дислокаций вероятнее всего являются двойники, что подтверждается скачкообразной деформацией на кривых растяжения. Преобладание в спектрах АЭ для образцов титана, деформированного на 93%, низкоамплитудных сигналов позволяет считать, что АЭ в процессе растяжения генерируется низкоамплитудными дислокационными источниками, а основным механизмом деформирования после такого режима МТО (ε > 80%) является дислокационное скольжение. Таким образом, полученные данные по АЭ свидетельствуют о том, что прочностные характеристики титана после примененных в настоящей работе режимов МТО определяются вкладом в специфику формирующихся при этом структур соотношения деформаций скольжением и двойникованием.

РАВНОВЕСНЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ НЕОДНОРОДНОГО АТОМНОГО СОСТАВА

Гуткин М.Ю.,[1), 2), 3)] **Панпурин С.Н.**[2)]

[1)] *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
[2)] *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*
[3)] *Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
gutkin@def.ipme.ru

Пентагональные наночастицы и нанопроволоки ярко демонстрируют отличие наноразмерных тел от обычных макроскопических. Они исследуются с 60-х годов прошлого века [1], однако до полного понимания физических механизмов развития их структуры в процессе роста пока еще очень далеко. В частности, до сих пор продолжается обсуждение механизмов релаксации в них остаточных упругих напряжений [2]. Недавно было показано [3], что эффективным каналом релаксации в пентагональных нанопроволоках неоднородного атомного состава может служить образование квантовых точек – включений второй фазы, упругие поля которых частично компенсируют поле остаточных напряжений в нанопроволоке. Естественно возникает вопрос о равновесных структурах, которые могут формировать такие включения в пентагональной нанопроволоке заданного радиуса. Целью данной работы является выявление и анализ этих равновесных композитных структур.

Для решения поставленной задачи вычислялась энергия парного упругого взаимодействия включений в виде цилиндров конечной длины, соосных пентагональной нанопроволоке. Предполагалось, что включения испытывают однородную собственную деформацию ε^* вдоль оси нанопроволоки, а сама она представляет собой бесконечный упругий цилиндр радиусом R, на оси которого находится положительная клиновая дисклинация мощностью $+7°20'$ [1–3]. Анализ изменения энергии системы показал, что при наличии первого включения оптимального размера [3] образование второго включения может быть энергетически выгодно, а его оптимальные размеры совпадают с оптимальными размерами первого. Это позволило перейти к изучению равновесной структуры бесконечного периодического ряда таких включений. При расчетах сначала определялись оптимальные размеры одного включения, а затем – равновесное расстояние между ближайшими включениями (период ряда). Вычисления показали, что при относительно малых ε^* $(<1.57\%)$ включения сливаются друг с другом и образуют непрерывный бесконечный стержень оптимальной для данного значения ε^* толщины. При $\varepsilon^* \geq 1.57\%$ структура ряда определяется уровнем ε^* Например, при $\varepsilon^* = 1.57\%$ равновесной структурой является ряд стержней длиной ~$1.5R$ и радиусом ~$0.4R$, распределенных с периодом ~$3R$. При $\varepsilon^* = 5\%$ – ряд дисков высотой ~$0.15R$, радиусом ~$0.49R$ и периодом ~$1.2R$. Таким образом, с увеличением деформации ε^* форма включения изменяется от стержня к диску, оптимальная высота дисков быстро уменьшается, а оптимальный радиус дисков медленно растет.

1. H. Hofmeister, In: H.S. Nalwa (ed.), Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology, Vol. 3, Stevenson Ranch, American Scientific Publishers, 2004, p. 431.
2. А. Л. Колесникова, А. Е. Романов. Письма в ЖТФ **33** (20), 73 (2007).
3. М. Ю. Гуткин, С. Н. Панпурин. В кн.: XIX Петербургские чтения по проблемам прочности. Ч. 2. – СПб, 2010, с. 143.

АТЕРМИЧЕСКИЙ РОСТ ЗЕРЕН В УЛЬТРАТОНКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ

Гуткин М.Ю.,[1), 2), 3)] **Дынкин Н.К.**[4)]

[1)] *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
[2)] *Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*
[3)] *Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
[4)] *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
gutkin@def.ipme.ru

Изучение особенностей и механизмов пластической деформации и разрушения нанокристаллических материалов уже более двадцати лет остается одним из основных направлений развития физики и механики прочности и пластичности. В результате интенсивных исследований сформировалось общее мнение, что необычно высокие механические свойства нанокристаллических материалов в основном обусловлены специфическими механизмами пластической деформации, тесно связанными с границами зерен [1, 2]. В ряду этих механизмов особое внимание в последние годы привлекает атермический рост зерен в процессе пластической деформации ультрамелкозернистых и нанокристаллических металлов и сплавов при комнатной и криогенных температурах [3]. С учетом того, что значительную долю работ по изучению атермического роста зерен составляют эксперименты на микростолбиках, ультратонких пленках и покрытиях субмикронной толщины, естественно возникает вопрос о влиянии свободных поверхностей образцов и их размеров на условия и характеристики роста зерен и миграции их границ. Целью настоящей работы было построение теоретических моделей, позволяющих исследовать роль этих факторов на примере ультратонкой нанокристаллической пленки, подвергнутой одноосному растяжению.

В работе рассмотрены случаи, когда граница зерна выходит на свободную поверхность пленки или располагается в ее центральной области. Использовано дислокационно-дисклинационное описание миграции границы на основе моделей [3, 4], построенных ранее для случая бесконечной среды. Рассчитаны изменения полной энергии системы, связанные с миграцией границы, определены критические напряжения начала миграции и перехода от устойчивой миграции к неустойчивой, найдены равновесные положения границы. Исследованы зависимости рассчитанных величин от длины границы, угла разориентировки, положения и ориентации границы в пленке, а также от толщины пленки. Показано, что критические напряжения, определяющие начало миграции границы и ее переход в неустойчивый режим, уменьшаются по мере уменьшения толщины пленки. Критическое напряжение перехода от устойчивой миграции к неустойчивой уменьшается с ростом зерна. Чем ближе к поверхности пленки расположена граница зерна, тем выше ее склонность к миграции. Таким образом, наименее устойчивыми к росту оказываются наиболее крупные зерна в самых тонких пленках, причем вблизи поверхности пленки эти зерна менее устойчивы, чем в ее глубине.

1. C. C. Koch, I. A. Ovid'ko, S. Seal, S. Veprek. Structural Nanocrystalline Materials: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press, Cambridge (2007).
2. Р. А. Андриевский, А. М. Глезер. УФН **179**, 337 (2009).
3. М. Ю. Гуткин, К. Н. Микаелян, И. А. Овидько. ФТТ **50**, 1216 (2008).
4. M. Yu. Gutkin, I. A. Ovid'ko. Appl. Phys. Lett. **87**, 251916 (2005).

ПРОЯВЛЕНИЕ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОМЫШЛЕННОГО СПЛАВА Al–3%Mg В РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛАХ (4,2 и 300) К

Лебедев В.П., Крыловский В.С. , Лебедев С.В. , Савич С.В.

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина,
Харьков, Украина
victor.p.lebedev@univer.kharkov.ua

Одной из возможностей проявления неоднородности пластического течения различных масштабных уровней является скачкообразная деформация твердого тела. Наиболее характерными проявлениями скачкообразной деформации металлов и сплавов может служить эффект Портевена–Ле Шателье и ее возникновение в процессе механических испытаний в области низких температур. Для объяснения этих явлений используются различные подходы: взаимодействие дислокаций с атомами примеси, а также преодоление группой дислокаций потенциальных барьеров за счет силового (атермического) или термического возбуждения кристаллической решетки (термомеханическая неустойчивость).

Для сопоставления характера, параметров и механизмов неустойчивости в различных температурных интервалах изучена скачкообразная деформация промышленного сплава Al–3%Mg.

Поликристаллические образцы в виде плоскопараллельной пластины с размерами рабочей части (0,77x4x30) мм^3 деформировали в режиме одноосного растяжения со скоростью $1{,}3.10^{-4}$с$^{-1}$ при (210–350) К и 4,2 К.

Из сопоставления деформационных кривых сплава следует качественно подобное развитие неустойчивости пластического течения в виде апериодических, скачков деформирующего напряжения переменной амплитуды для испытаний как при низких, так и комнатных температурах.

Для количественного анализа скачкообразной деформации были выбраны средняя амплитуды скачка $\delta\sigma_{ск}$ и их количество $n_{ск}$ на заданном интервале деформаций.

Рассматриваются зависимости $\delta\sigma_{ск}$ и $n_{ск}$ от степени искаженности кристаллической решетки, концентрации примеси, температуры испытания. Проведены оценки вклада тепловых эффектов на проявление неустойчивости пластического течения.

Из анализа параметров скачкообразной деформации сплава Al–3% Mg для различных температурных интервалов следует, что первоначальным является атермический (силовой) способ преодоления дислокациями потенциального барьера. Выделяющееся при этом тепло не приводит к термической активации в объеме локализации деформации из-за исчерпания ресурса подвижных дислокаций. В дальнейшем тепло распространяется за пределы области локализованного течения и на втором этапе стимулирует термоактивируемое движение новой порции дислокаций.

ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ Al, Cu В УСЛОВИЯХ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО И НЕПРЕРЫВНОГО ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

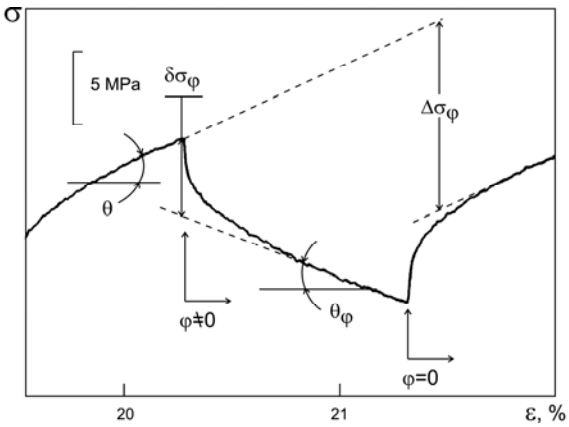
Дубинко В.И. [1], Довбня А.Н. [1], Кушнир В.А.[1], Ходак И.В. [1], Лебедев В.П. [2], Крыловский В.С. [2], Лебедев С.В. [2], Клепиков В.Ф.[3]

[1] Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Харьков, Украина
[2] Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина
[3]Институт Электрофизики и Радиационных Технологий НАНУ, Харьков, Украина
victor.p.lebedev@univer.kharkov.ua

Выполненные ранее работы по влиянию высокоэнергетичного электронного пучка на деформацию некоторых ГПУ и ГЦК кристаллов [1,2] в виду ограниченного объема экспериментальных данных не позволили на макро- и микроскопическом уровне установить и достаточно полно проанализировать механизм воздействия на дислокационную систему. Поэтому фактор облучения ускоренными электронами металлов в процессе деформирования подлежит дальнейшему более полному и тщательному изучению.

Рассмотрено влияние электронного пучка с энергией 0,5 МэВ и плотностью потока до 5.10^{13}см$^{-2}$.с$^{-1}$ на деформацию поликристаллических алюминия (99,5%) и меди (99,5%) при растяжении со скоростью $1,3.10^{-4}$ с$^{-1}$ в двух режимах: дифференциальном (выдержка под пучком 10 с -100 с) и при непрерывном облучении.

Из приведенного рисунка следует, что поток электронов φ приводит к снижению уровня деформирующего напряжения на $\delta\sigma_\varphi$, уменьшению коэффициента деформационного упрочнения ($\theta_\varphi<\theta$), невозврату σ на $\Delta\sigma_\varphi$. Получены зависимости $\delta\sigma_\varphi$, θ и θ_φ от степени деформации и размера образца в направлении потока электронов.



Для режима непрерывного облучения представлены зависимости пределов текучести σ_0 и прочности σ_b , ресурса пластичности $\varepsilon_{пл}$ от толщины образца, плотности потока φ. Проанализировано влияние температурного фактора и радиационно-индуцированного воздействия высокоэнергетичных электронов на σ_0, σ_b и $\varepsilon_{пл}$.

Влияние облучения на дислокационную систему металла рассмотрено с учетом радиационно-индуцированного образования нелинейных, сильно локализованных возбуждений кристаллической решетки (дискретных бризеров). Такие возбуждения способны распространяться на десятки тысяч атомных расстояний, стимулировать отрыв дислокаций от стопоров, что способствует разупрочнению металла и увеличению ресурса пластичности металла.

Работа была выполнена при финансовой поддержке НТЦУ (проект №4368).

1. О.А. Троицкий, В.И Лихтман. ДАН СССР, **148**, 332 (1963).
2. В.И. Спицын, О.А. Троицкий. Металлофизика, **51**, 18 (1974).

СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ Pb–(2–50) ат.%In В НОРМАЛЬНОМ И СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИЯХ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ (1,65–4,2) К

Лебедев В.П., Крыловский В.С. , Лебедев С.В.

Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина
victor.p.lebedev@univer.kharkov.ua

Характерной особенностью низкотемпературной деформации металлов и сплавов является возникновение неустойчивости и неоднородности пластического течения в виде апериодических скачков нагрузки переменной амплитуды на кривой деформационного упрочнения при растяжении или сжатии в условиях активного нагружения [1]. Наряду с крупномасштабными скачками деформирующего напряжения, характерными для ряда чистых металлов и сплавов [1], на свинце в сверхпроводящем состоянии [2] и сплавах системы Pb–In в сверхпроводящем [3] и нормальном [4] состояниях наблюдаются скачки напряжения малой амплитуды.

В работе представлены результаты исследования скачкообразной деформации разного масштаба сплавов Pb–(2–50) ат.%In в сверхпроводящем, смешанном и нормальном состояниях в области гелиевых температур.

Поликристаллические образцы с размерами рабочей части (2x4x15) мм^3 деформировали со скоростью 3.10^{-5} с$^{-1}$ в среде жидкого гелия в интервале (1,65–4,2) К. Погрешность в определении деформирующего напряжения составляла $\pm 5.10^3$ Па, а относительного удлинения ±0,1%. Электронное состояние сплава изменяли магнитным полем сверхпроводящего соленоида.

В качестве характеристик скачкообразной деформации металла использовали количество скачков $n_{ск}$ на 1% относительного удлинения и усредненную амплитуду скачка $\delta\sigma_{ск}$ на интервале (0,5–1)%.

В изученном температурном интервале на кривой деформационного упрочнения крупномасштабные скачки $\delta\sigma_{ск}$= (0,2–1,5) МПа с концентрацией $n_{ск}$ = (10–50) наблюдали как в нормальном, так и сверхпроводящем состояниях. Скачки малой амплитуды $\delta\sigma_{ск}$= (0,01–0,1) МПа и концентрацией $n_{ск}$ = (50–250) проявляются в сверхпроводящем состоянии в диапазоне (4,2–1,9) К, а в нормальном состоянии – (2,1–1,65) К. Представлены зависимости $\delta\sigma_{ск}$ и $n_{ск}$ от степени деформации и концентрации второго компонента в сплаве.

Обсуждаются механизмы скачкообразной деформации разного масштаба сплавов системы Pb–(2–50) т.%In в разных температурных интервалах.

1. В.В. Пустовалов. ФНТ **34**, 871 (2008).
2. В.С Бобров, И.В. Виденский. Материалы XX Всесоюзного совещания по физике низких температур, Черноголовка (1979), ч.3, с.79.
3. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, С.В. Лебедев, С.В. Савич. ФНТ **34**, 300 (2008).
4. В.С. Крыловский, С.В. Лебедев. Вісник ХНУ, серія «Фізика» **914**, 102 (2010).

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО СПЛАВА Al– 3%Mg

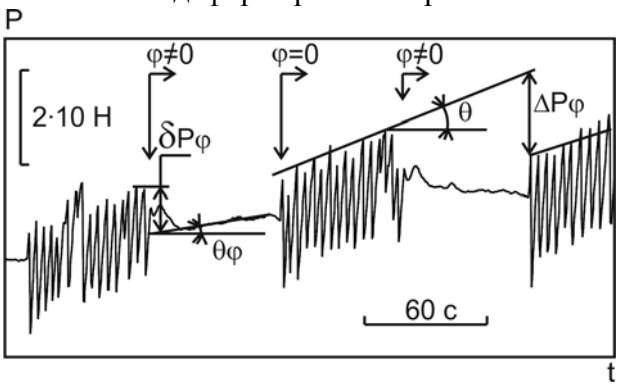
Дубинко В.И. [1], Кушнир В.А. [1], Ходак И.В. [1], Лебедев В.П.[2], Крыловский В.С. [2], Лебедев С.В. [2], Клепиков В.Ф.[3]

[1] Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Харьков, Украина
[2] Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина
[3]Институт Электрофизики и Радиационных Технологий НАНУ, Харьков , Украина
victor.p.lebedev@univer.kharkov.ua

Макроскопическая деформация характеризуется как устойчивым, так и нестабильным, неоднородным в пространстве пластическим течением твердых тел. Одна из таких неустойчивостей пластического течения металлов и сплавов (эффект Портевена-Ле Шателье) наблюдается в интервале комнатных температур, при различной искаженности кристаллической решетки и др. в виде апериодических сбросов деформирующего напряжения переменной амплитуды. Недостаточная полнота исследования параметров этого явления не позволяет однозначно отдать предпочтение какому-либо механизму, контролирующему движение дислокаций на микроскопическом уровне.

Одной из таких возможностей является определение воздействия потока высокоэнергетичных электронов на скачкообразную деформацию промышленного сплава Al–3% Mg при T~ 300К.

Сплав деформировали в режиме активного растяжения со скоростью $1{,}3.10^{-4}$ c^{-1} в отсутствии и при наличии высокоэнергетичного потока электронов с энергией 0,5 МэВ и плотностью $\varphi=5.10^{13}$ $см^{-2}.c^{-1}$. Воздействие потока электронов на скачкообразную деформацию Al–3% Mg изучали в двух режимах: дифференциальном (чередование состояний с $\varphi= 0$ и $\varphi\neq 0$) и непрерывном. Температуру образца измеряли термопарой.



На рисунке показан участок кривой нагружения сплава при дифференциальном воздействии потока электронов. Такое воздействие повышает температуры в каждом цикле на ~ 20 К. В непрерывном режиме облучения наблюдается: подавление скачкообразной деформации, снижение уровня деформирующего напряжения, повышение ресурса пластичности.

Для определения вклада термической активации в изменение перечисленных характеристик проводили деформирование при $\varphi= 0$ и температурах (300-360) К.

Рассмотрены температурные зависимости пределов текучести и прочности, коэффициента деформационного упрочнения, ресурса пластичности в отсутствии и при наличии потока электронов.

Приводится анализ механизмов упругого и неупругого взаимодействия ускоренных электронов с дислокационной системой и атомами примеси.

Работа была выполнена при финансовой поддержке НТЦУ (проект №4962).

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ С ВЫСОКИМ БАРЬЕРОМ ПАЙЕРЛСА (НА ПРИМЕРЕ β-ОЛОВА)

Солдатов В.П., Нацик В.Д., Кириченко Г.И.

Физико-технический институт низких температур НАН Украины, Харьков, Украина
kyrychenko@ilt.kharkov.ua

β-олово обладает тетрагональной объемно-центрированной решеткой с большим количеством систем скольжения и двойникования. При комнатных температурах олово пластично, но с понижением температуры оно охрупчивается и теряет пластичность. Однако мы обнаружили, что в монокристаллах с осью растяжения вдоль направления <110> наблюдается протяженная пластическая деформация по системе (100)<010> вплоть до 0,5К, которая развивается по кинковому механизму. Это делает монокристаллы олова указанной ориентации, в отличии от кристаллов подобного класса, очень хорошим объектом для изучения пайерлсовского механизма деформации в низкотемпературной области.

Нами проведены детальные экспериментальные и теоретические исследования низкотемпературной пластичности монокристаллов β-олова в интервале 0,5 - 300К. при деформировании их методом ползучести и активного нагружения.

Главный итог этих исследований – обнаружение атермической пластичности олова в области гелиевых температур, которая наступает при переходе через критический температурный порог порядка 1–1,2К [1,2]. Анализ этого явления в рамках современной теории пластичности показал, что переход к атермическому течению обусловлен сменой термически активируемого механизма движения кинков, контролирующего низкотемпературную пластичность олова, квантовым (туннельным) механизмом преодоления ими барьеров Пайерлса. Определен характер барьеров Пайерлса, образующих энергетический рельеф системы скольжения (100)<010> и определены параметры двойных перегибов (кинков), контролирующих движение дислокаций. Показано влияние электронной вязкости и примесных добавок на температуру перехода деформируемых образцов от термически активируемого к квантовому течению.

Обнаружено и детально изучено влияние электронной подсистемы олова на его низкотемпературную пластичность. Переход олова в сверхпроводящее состояние в процессе деформации сопровождается резким (от 10 до 1000 раз в зависимости от условий деформации) увеличением скорости ползучести и приростом её деформации вплоть до процента [3]. Обнаружен стадийный характер приращения деформации, предложен метод выделения отдельных стадий и дана их физическая интерпретация, основанная на фундаментальных постулатах дислокационной физики.

1. Г.И. Кириченко, В.В. Пустовалов, В.П. Солдатов, С.Э.Шумилин, *ФНТ* **11,** 1206, (1985)
2. В.Д. Нацик, В.П. Солдатов, Л.Г. Иванченко, Г.И. Кириченко ФНТ, **30**, №3, 340, (2004)
3. В.П. Солдатов, В.И. Старцев, Г.И. Шкляревская, ФНТ, **1**, №10, 1311, (1975)

РАЗВИТИЕ ВОЛНОВОЙ УПРУГОТЕРМОДИНАМИКИ И ЭФФЕКТЫ НАНО- И ПИКОФИЗИКИ

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

Развивается новое интегрирующее направление в фундаментальной науке и материаловедении- нелинейно-квантовая физико-химия и волновая термодинами-ка. Это связано с тем, что термодинамика и синергетика (на ней базирующаяся), используемые во всех науках, не согласуются с современной электродинамикой, квантовой физикой и многими данными спектроскопии, материаловедения, нано-физики и др. Нелинейно-квантовая наука базируется на нескольких фундамен-тальных направлениях: 1) основных закономерностях нелинейных резонансных взаимодействий (НРВ) волн в конденсированных средах [1]; 2) результатах спект-роскопии, которые содержат наиболее полные данные о квантовых свойствах сред; 3) обнаруженных нами новых явлениях: концентрации энергии при нели-нейном взаимодействии волн [1], фононной дискретности теплот фазовых перехо-дов (ФП), сильного колебательно-электронного взаимодействия (КЭВ) [2] и коле-бательной неустойчивости структуры конденсированных сред, нелинейного сжатия атомов и структуры твердых тел [3]. Математический аппарат развивае-мой концепции связан с совместным решением уравнений квантовой механики и нелинейных волновых уравнений электродинамики, акустики и теории упругости.

Основы волновой термодинамики связаны с установлением связи энтропии с НРВ коллективных термических возбуждений, резонансно-волновыми свойства-ми теплопроводности, растворимости, нелинейно-волновыми свойствами ФП [2]. Нелинейно-волновые аспекты упругости сред, повышения их прочности и плас-тичности связаны с нелинейным сжатием размеров атомов, модификацией химических связей и изменением параметров кристаллических решеток [3]. С повышенными нелинейными свойствами наносред и пленочных покрытий связа-ны существенное уменьшение температур и теплот ФП (аналогично эвтектикам), возникновение областей отрицательных теплоемкостей и новых состояний веще-ства (сверхпрочность, сверхпластичность и др.). Отклонение микротвердости H от закона Холла–Петча ($H \sim D^{-1/2}$, D-размер зерна) и уменьшение H при D<1–3 нм связано с недостаточным пространственным накоплением эффектов НРВ волн.

Нелинейное сжатие структуры вещества изучалось с использованием модели квантового ангармонического осциллятора**.** Установлено, что для низших колебательных состояний (v = 1÷3) наблюдается тепловое расширение (ТР), а при возбуждении его высших уровней – коллапс волновых функций и сжатие сред, что согласуется с аномальным (отрицательным) ТР и объясняет возрастание H. Показано, что максимумам колебательной устойчивости веществ соответствуют минимумы атомных радиусов R. Изменение R, а также длин химических связей ~10^{-3} нм, ведет к эффектам пикофизики. Здесь следует отметить и изменение длин химич-ских связей ~1 пм в результате их коллективной природы. В качестве примера закономерностей пикомасштаба рассматривается отклонение отношения парамет-ров решетки c/a от значения 1,633 для ряда вюрцитных структур. Здесь важное значение имеет нелинейное взаимодействие колебательных мод и его влияние на квантовые свойства электронной подсистемы. В итоге эффекты нано- и пикофизи-ки часто обусловлены нетрадиционной связью классической и квантовой физики.

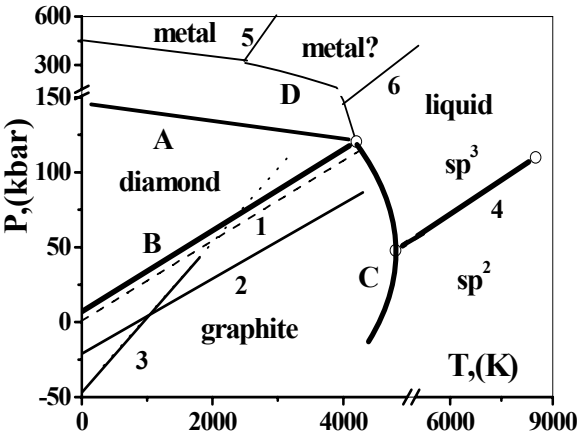
1. Корниенко Н.Е., Опт. и спектр. 1982, **53**, 963; Квантовая электроника, 1985, **12**, №8,1595; УФЖ, 2001, **46**, № 5-6, 546; 2002, **47**, № 4, 361; № 5, 435; № 8, 726 и др.
2. Корниенко Н.Е., Вестник Киев. ун., физ.-мат. н., 2004, № 4, 466; 2006, №3, 489.
3. Корниенко Н.Е., ГригорукВ.И., КорниенкоА.Н., Вест.Тамбов.ун.,2010, **15,** с.953.

О ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМАХ КАТАЛИТИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ГРАФИТА В АЛМАЗ

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

Процессы прямого и каталитического превращения графит–алмаз, а также нитрида бора и ряда других веществ представляют интерес как с фундаментальной, так и с практической точки зрения [1]. Механизмы возможных фазовых переходов (ФП) для графита и алмаза будем рассматривать на основе развиваемого нами нелинейно-квантового материаловедения (НКМ), а закономерности традиционной термодинамики будем использовать только для связи микроскопических механизмов с макроскопическими наблюдаемыми величинами. Изучение более высокого уровня свойств вещества позволяет глубже понять физические механизмы превращения графита в алмаз, а также многие особенности строения фазовых диаграмм (ФД) углерода, включая жидкие состояния.

ФД углерода в координатах P,T, включающая линии A и B прямого и каталитического превращения графита в алмаз, а также линии их плавления C и D приведена на рисунке. На линии A с ростом *T* необходимые для ФП давления *P* уменьшаются. Однако в присутствии расплавленных каталитических металлов в области низких значений T неожиданно и величина P уменьшается (линия B). С 1961 г. [2] эта закономерность, насколько нам известно, еще не получила адекват-ного физического объяснения, что и составляет цель данного сообщения.



Уравнение линии B $P = a + bT$, где a = 7,1 кбар, b = 0,027 кбар/K [1,2]. Согласно [3] для пиографита a=1 кбар (линия 1), а для стеклоуглерода (линия 2) и кокса (3) a принимает отрицательные значения равные соответственно, –21 и –47. Существенно, что для высококачественного графита величина a изменялся в разы даже в работах одних авторов, что по нашему мнению связано с известной вариабельностью величин в нелинейно-волновых явлениях.

Роль активирующих ФП каталитических добавок связана с возрастанием нелинейных восприимчивостей для смесей веществ, что аналогично существованию эвтектик ведет к снижении *T*. Подобную роль в развитии ФП играют и дефекты углеродных материалов. Важно, что в результате действия внутреннего нелинейного сжатия вещества [4], ФП возможны даже при $P<0$, что подтверждает концепцию НКМ. Для кривой плавления графита C характерно изменение знака dP/dT, что согласно соотношению Клаузиуса–Клапейрона $dP/dT = Q/(T\Delta V)$ указывает на повышение плотности жидкого состояния ($\Delta V<0$) выше линии 4, аналогичной линии 1. Таким образом, ФП в жидком состоянии от гибридизации sp^2 к sp^3 должен происходить при меньших давлениях в результате более высокой нелинейности жидкой среды. Аналогично и металлизация углерода может происходить при ФП в жидком алмазе (линия 6) при меньших давлениях по сравнению с твердый фазой.

1. А.В.Курдюмов, А.Н.Пилянкевич, Фазовые превращения в углероде и нитриде бора., Киев, Наукова думка, 1979, 188 с.
2. Bandy F.P., Bovenkerk H.P., Strong H.M. et al. J.Chem.Phys.,1961, v.35, №2, p.383.
3. Верещагин Л.Ф., Яковлев Е.Н., Бучнев Л.М., и др., ТВТ, 1977, № 2, с. 316
4. Корниенко Н.Е., ГригорукВ.И., КорниенкоА.Н., Вест.Тамбов.ун.,2010, **15,**с.953.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ

[1]Пашинская Е.Г., [2]Добаткин С.В., [1]Варюхин В.Н., [1]Завдовеев А.В., [1]Бурховецкий В.В.

[1]Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина
[2]Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия
zavdoveev@fti.dn.ua

В настоящее время особое внимание к себе привлекают материалы полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), т.к. они позволяют заметно улучшить свойства материалов. Методы ИПД достаточно хорошо изучены на цветных металлах (Cu, Al, Ti и их сплавах), и накоплен большой опыт по управлению структурой путем варьирования параметров процесса деформации. Публикации по применению методов ИПД к сталям носят не многочисленный характер, что связано с трудоемкостью процесса обработки. Однако актуальность обработки сталей методами ИПД – очевидна. Основное количество выплавляемого металла во всем мире приходится на долю черных металлов. В качестве исследуемого объекта была выбрана малоуглеродистая конструкционная сталь строительного назначения. Выбор именно строительной марки стали обусловлен тем, что более 90% выплавляемой стали имеет строительное назначение. Одной из важных проблем является повышение физико-механических свойств ответственных деталей строительных конструкций. В качестве метода ИПД применялась винтовая экструзия (ВЭ) при температуре деформации 400°С и противодавлении 100 МПа. Суммарная величина истинной деформации составила e=6.

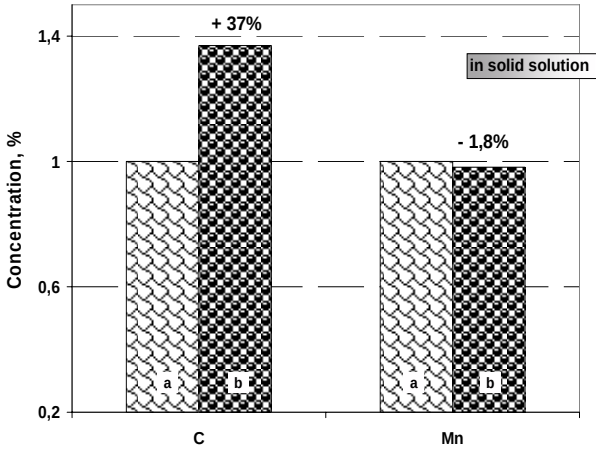


Рис.1. Изменение относительной концентрации легирующих элементов в твердом растворе: *а* – исходный, *б* – после ВЭ.

В работе показано, что после деформации стали 3-мя проходами ВЭ наблюдаются значительный изменения ее свойств. Например, микротвердость повысилась на 50%, размер перлитных колоний сократился в 3 раза (от 15 до 5 мкм). Также происходит существенное изменение структуры перлита – от пластинчатого цементита до глобулярного, со средним размером последнего 430 нм. Кроме того, происходит перераспределение легирующих элементов в твердом растворе (рис.1). После деформации, в феррите наблюдается увеличение концентрации С на 37% и уменьшение концентрации Mn на 1,8%. Такое перераспределение легирующих компонентов объясняется тем, что при ВЭ увеличивается скорость массопереноса и происходят гомогенизационные процессы. Порядок изменения величин для С и Mn связан с тем, что энергия активации диффузии углерода меньше чем у металлов, а коэффициент самодифузии и скорость выше. По данным рентгеновского анализа происходит дробление неметаллической (силикатной) фазы и ее более однородное распределение. Таким образом, показано, что винтовая экструзия является эффективным методом улучшения свойств сталей.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Григорова Т.В.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, г. Харьков,Украина,
grigorova@ilt.kharkov.ua

Деформирование многих металлов и сплавов при низких температурах имеет нестабильный характер, что при деформации путем скольжения дислокаций проявляется в виде скачков нагрузки различной амплитуды ниже определенной температуры. Накопленный экспериментальный материал для широкого спектра, как моно-, так и поликристаллов позволил выделить некоторые общие закономерности и отличительные особенности данного явления [1]. Однако природа скачкообразного течения материалов при низких температурах пока не ясна.

Детальное исследование низкотемпературной скачкообразной деформации (НТСД) алюминия [2] показало, что с уменьшением размера зерна от 5000 до 20 мкм скачкообразный характер пластического течения затухает и сменяется плавным течением. Изучение низкотемпературной пластичности материалов с размером зерна несколько мкм и меньше, зёренная структура которых сформирована посредством интенсивной пластической деформации, а дислокационная структура существенным образом отличается от обычных крупнозернистых (КЗ) поликристаллов, может оказаться важным для понимания природы НТСД.

В работе была изучена низкотемпературная скачкообразная деформация (НТСД) ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов таких как: Al, Cu, сплавы Al–Li и Mg–Al–Zn (AZ31). Деформировали образцы растяжением с постоянной начальной скоростью 10^{-5} c^{-1} при температуре 0.5 К. Ультрамелкозернистая структура материалов была сформирована путем равноканального углового прессования (Cu, Al, AZ31) или экструзии (сплав Al–Li). Дополнительно было изучено влияние электронного состояния на НТСД в чистом алюминии и его сплаве с литием.

Обнаружено, что скачкообразный характер пластической деформации в УМЗ материалах не только не исчезает, а наоборот, усиливается. Интервал существования НТСД в УМЗ образцах по сравнению с КЗ материалами расширяется, и ее начало смещается в сторону меньших деформаций. С ростом деформации амплитуда скачков увеличивается. Наибольшее значение амплитуды скачков НТСД наблюдается в сплаве Al-Li и составляет 68 МПа.

Влияние электронного состояния при малых степенях деформации проявляется в УМЗ алюминии, как и в КЗ образцах, в виде отсутствия либо частичного подавления НТСД в сверхпроводящем состоянии, что в свою очередь говорит о единой природе происходящих процессов.

Согласно современным представлениям, с уменьшением размера зерна от нескольких микрон и ниже повышается эффективность границ зерен. К тому же структура границ и дислокационная структура внутри зерен УМЗ материалов существенным образом отличается от КЗ материалов, что, по-видимому, и приводит к возникновению НТСД в ультрамелкозернистых структурах.

1. В. В. Пустовалов. ФНТ, **34,** 871 (2008); [Low Temp. Phys. **34,** 683 (2008)]
2. Д. А. Диденко, В. В. Пустовалов. ФММ, 27, 1097 (1969)

ВЛИЯНИЕ ОСВЕЩЕНИЯ НА ОБРАЗЦЫ Si, НАХОДЯЩИЕСЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В КОНЦЕ ПРОЦЕССА МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Чирадзе Г.Д., Герасимов А.Б., Буачидзе Д.Г.

Госуниверситет Акакия Церетели, Кутаиси, Грузия
gogichiradze@yahoo.com

Целью настоящей работы является исследование влияния освещения белым светом на разных этапах процесса микрондентирования поверхности Si с последующим сравнительным анализом данных.

Эксперименты проводились на бездислокационных, монокристаллических образцах Si, *n*-типа проводимости, легированных Sb с концентрацией $2 \cdot 10^{13}$ см$^{-3}$. Индентирование осуществлялось на (100) поверхности. При этом большая диагональ используемой пирамиды Кнупа совпадала с направлением <100>. Измерение микротвердости - МТ осуществлялось на установке "DURIMET" фирмы "*leitz*". Нагрузка на индентор выбиралась равной 25 г. Методика эксперимента описана в [1]. Уменьшения МТ оценивалось величиной $\Delta H/H_0$ ($\Delta H = H_0 - H_{св}$, где: H_0 и $H_{св}$ значения МТ, соответственно, в темноте и в процессе освещения).

Измерения осуществлялись на образцах в следующих режимах:

- - индентирование неосвещенной поверхности – режим №1, темновая МТ - H_0;
- - индентирование освещенной поверхности - режим №2, $\Delta H/H_0 = 45\%$;
- - освещение образцов находящихся под нагрузкой в конце процесса индентирования на неосвещенной поверхности - режим №3, $\Delta H/H_0 = 15\%$;

Полученные экспериментальные результаты объясняются на основе того, что в конце процесса индентирования внешнее усилие создаваемое индентором уравновешена внутренними механическими напряжениями, образованными в исследуемом материале[2], а за размягчения материала, (т.е. уменьшение МТ - выражающая в облегчении массопереноса материала под давлением индентора) в результате освещения, ответственны фотогенерированные антисвязывающие квазичастицы [3], которые оказывают расслабляющее воздействие на межатомные химические связи.

Выше отмеченные напряжения обусловлены сжато упругодеформированной областью, находящейся за дефектной областью (жесткого каркаса), создающая упругие поля, пространственное протяженность которых можно менять под влиянием освещения. При удалении нагрузки в режим №1 эта деформация может быть частично релаксирована, однако это более ощутима в случае освещенной поверхности[4]. При этом дефектная область размягчена под влиянием освещения.

В режиме №2 образование дефектной и упруго деформированной областей осуществляется в процессе освещения, и поэтому значение $\Delta H/H_0$ максимально. А в режиме №3, до влияния освещения, в упруго деформированной области межатомные химические связи исходно находятся в напряженном состоянии. Поэтому, в случае освещения дальнейший массоперенос материала будет сравнительно затруднен, чем в режиме №2.

1. Герасимов А. Б., Чирадзе Г. Д., Кутивадзе Н. Г. // ТП, 2001, т. 35, в. 1, с. 70.
2. Боярская Ю.С. В сб.: Актуальные вопросы физики микровдавливания. Кишинев, "Штинца", 1989, с.3.
3. Gerasimov A.B. Mater. Sci. Forum, 1990, v.65-66, p.47-52.
4. Герасимов А. Б., Чирадзе Г. Д., Кутивадзе Н. Г.. // ФТТ, 1998, т. 40, в.3, с.503.

ГЕНЕРАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ГЦК - КРИСТАЛЛЕ С СУБСТРУКТУРОЙ

Черепанов Д. Н., Старенченко В. А., Слободской М. И.

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

В работе исследуется математическая модель движения дислокационной петли с учётом влияния порогов на движение винтовой дислокации при пересечении ею дислокаций различных дислокационных субструктур. Предложена зависимость стационарной скорости движения винтовых компонент дислокационной петли от деформирующего напряжения.

Ступеньки на дислокациях, возникающие при пересечении дислокаций (R. D. Heidenreich, W. Shockley, 1947), вызывают интерес в связи с механизмом генерации точечных дефектов (N. F. Mott и F. Seitz, 1952) вследствие неконсервативного движения порогов на винтовых дислокационных сегментах. На ранней стадии деформирования выполняется (L. A. Hoffmanner, 1964) теоретический вывод, о том, что большинство образующихся порогов должны порождать межузлия (А. Коттрелл, 1956). На последующих стадиях плотности порогов, порождающих межузлия и вакансии, сближаются (Дж. Хирт, И. Лоте, 1972). Пороги разного знака могут аннигилировать (Ж. Фридель, 1956), двигаясь вдоль дислокации, поэтому многие авторы исключают этот механизм образования точечных дефектов. Поскольку дислокационные источники Франка – Рида испускают ускоренно расширяющиеся дислокационные петли [1], аннигиляция большей части порогов менее вероятна, чем при термически активируемом движении дислокаций.

Кинетику порогов в случае термически активируемого движения дислокации с постоянной скоростью исследовали Николас (J. F. Nicholas, 1959), Мотт (N. F. Mott, 1960), Хирш (P. B. Hirsch, 1962), В. Л. Инденбом и А. Н. Орлов, (1962, 1966). Интенсивность накопления порогов зависит от их способности двигаться вдоль линии дислокации, взаимодействовать и аннигилировать друг с другом, и с другими дефектами на линии дислокации. Стационарная плотность порогов (Ф. Р. Набарро, З. С. Базинский, Д. Б. Холт, 1967) использовалось для исследования генерации и накопления точечных дефектов в условиях термически активируемой [2] и активной [1] сдвиговой деформации ГЦК - металлов.

В начале активного деформирования наблюдается экспоненциальный рост концентрации вакансий от термически равновесной [3], а теоретическая зависимость [1] приводит к параболическому росту. Стационарная плотность порогов зависит от плотности дислокаций, от стационарной скорости движения дислокации, и от соответствующего субструктуре распределения дислокаций в плоскости скольжения дислокационной петли [1].

1. Попов Л.Е., Пудан Л.Я., Колупаева С.Н., Кобытев В.С., Старенченко В.А. Математическое моделирование пластической деформации.- Томск: Изд-во ТГУ.- 1990, 185 с.
2. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Концепция упрочнения и динамического возврата в теории пластической деформации.// Известия вузов. Физика.- 1982, № 6, с. 56-82.
3. Schafler E., Kerber M., Balogh L., Nyilas K., Ungar T., Bernstorff S., Zehetbauer M.J. Enhanced background scattering caused by deformation induced vacancies: in - situ synchrotron waxs, Part I: Face centered cubic metals. - 2005, p. 65-66.

ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ

Ливанова О.В., *Белкин А.А., Филиппов Г.А. , **Степанов П.П.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
**ОАО «ЦТД «ДИАСКАН», г. Луховицы, Московская обл., Россия*
***ОАО «ВМЗ», г. Выкса, Россия*
iqs12@yandex.ru

В процессе длительной эксплуатации металл магистральных нефтепроводов (МН) подвергается воздействию рабочих давлений, их циклическим изменениям, коррозионному воздействию нефти и грунтовых вод.

Коррозионно-усталостные дефекты труб МН сложно выявить при проведении внутритрубной диагностики, поскольку началу роста трещины предшествует длительный инкубационный период, а рост стабильной трещины (глубиной 1–2 мм) может происходить несколько десятилетий. Показано, что разрушению обычно предшествует механическое повреждение не только гидроизоляции, но и самого металла трубной секции. На поверхности трубы образуются дефекты, которые играют роль концентраторов напряжений и служат местом зарождения коррозионно-усталостных трещин.

Дефекты уменьшают толщину стенки трубы, повышают уровень окружных напряжений при эксплуатации. Кроме того, кардинальным образом изменяют структуру и свойства металла в области дефекта. Воздействие коррозионной среды, пластическая деформация и концентраторы напряжений приводят к локальным нарушениям пассивности стали и зарождению коррозионно-усталостной трещины по механизму анодного растворения. При этом вокруг неметаллических включений под воздействием напряжений возникают микропоры, и распространение трещины происходит путем их слияния. Характер излома при этом вязкий чашечный. Иногда при эксплуатации трубы с нарушенной гидроизоляцией во влажном грунте создаются условия для образования атомарного водорода, его проникновения в металл и молизации на дефектах. В этом случае разрушение происходит по хрупкому (межзеренному) механизму. На поверхности излома также присутствуют множественные усталостные бороздки, параллельные фронту распространения трещины, соответствующие моментам ее остановки, что является признаком циклического разрушения [1].

Ускоренному развитию процессов коррозионно-усталостного разрушения способствуют неметаллические включения, особенно вытянутые в направлении прокатки, структурная неоднородность, остаточные напряжения и процессы наводораживания.

1. Филиппов Г.А., Ливанова О.В., Белкин А.А., Степанов П.П. Влияние эксплуатационных факторов и концентраторов напряжений на механизм разрушения труб магистральных нефтепроводов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. №4. С. 54-59.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

Гетманова М.Е.[1], Гриншпон А.С.[2], Комков Н.А.[1], Никулин А.Н.[1], Филиппов Г.А.[1]

1. ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
2. ОАО «ВМЗ», г. Выкса, Россия
iqs12@yandex.ru

Целью настоящей работы была оценка влияния температурно-деформационных режимов ковки и прокатки на структуру и комплекс механических свойств высокоуглеродистой перлитной стали.

В лабораторных условиях были выплавлены две плавки высокоуглеродистой стали. Химический состав плавок приведен в таблице.

№ пл	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V	Nb
1	0,62	0,41	0,83	0,008	0,006	0,062	0,065	0,007	0,12	<0,005	<0,005	-
2	0,69	0,42	0,72	0,003	0,010	0,032	0,090	-	0,076	<0,005	0,006	<0,01

Изготовленные слитки подвергались различным режимам деформационного передела и термической обработки. На полученных образцах были смоделированы режимы деформации обода и диска железнодорожных колес, затем проведена термическая обработка, имитирующая нагрев и охлаждение обода (870°С, 1 ч.→ванна 530°С, 10 мин→воздух + отпуск 500°С, 2 ч.) и диска (870°С, 1 ч.→500°С, 1 час.→воздух +отпуск 500°С, 2 ч.).

На основании ранее проведенных исследований [1] представляло интерес установить влияние температурно-деформационных режимов ковки, прокатки и термической обработки на механических свойства и структуру модельных образцов заданного химического состава.

Исследования механических свойств ($\sigma_т$, $\sigma_в$, δ, ψ, KCU, HB) имитационных моделей не выявили зависимости прочностных и пластических характеристик металла образцов от температурных режимов деформации.

Установлено различие в микро- и тонкой структуре образцов, имитирующих обод и диск колеса, что хорошо коррелирует со значениями их прочностных характеристик. В образцах после термической обработки, имитирующей обод, структура представляет тонкопластинчатый перлит, а в образцах, имитирующих диск, грубопластинчатый перлит.

Таким образом, более высокие значения $\sigma_т$ и $\sigma_в$ образцов, имитирующих обод, по сравнению с образцами, имитирующими диск, обусловлены, главным образом, различием в величине межпластиночного расстояния: чем эта величина меньше, тем выше твердость и прочность перлитной стали. Это согласуется с ранее проведенными исследованиями [2].

1. Шишов А.А., Королев С.А., Тарасова В.А. и др. Влияние параметров деформации на механические свойства колес, упрочненных с прокатного нагрева. Сталь. 2007. №9, с. 87-91.
2. Изотов В.И., Гетманова М.Е., Буржанов А.А., Киреева Е.Ю., Филиппов Г.А. Влияние структуры перлитной стали на механические свойства и особенности разрушения при изгибном нагружении// ФММ. 2009. Т.108. №6. С. 638-648.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЗОТИСТОГО ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВОГО АУСТЕНИТА

Белоусов Г.С., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
iqs12@yandex.ru

Целью данной работы является определение термодинамических свойств азота в железомарганцевом аустените, исследование влияния азота на упрочнение железомарганцевого аустенита.

Исследованию подвергались образцы плавок Fe+10%Mn+N, Fe+13%Mn+N, Fe+18%Mn+N с содержанием азота в интервале концентраций 0,43-2,3% по массе.

Изучение термодинамических свойств азота в железомарганцевом аустените проводили путем исследования равновесия твердого раствора с газовой фазой при 1000^0C:

$$1/2N_2 \leftrightarrow N$$

Для описания активности азота в железомарганцевом аустените при 1000 ^{0}C было предложено уравнение:

$$\lg a_N = 2{,}98 + 4{,}14*y_N - 7{,}65*y_{Mn} - 6{,}11*y_{Mn}*y_N + 21*y^2_{Mn} + \lg*y_N,$$

$$y_N = x_N/1 - x_N;\ \ y_M = x_{Mn}/1 - x_N$$

где: x_{Mn} и x_N, соответственно, атомные доли марганца и азота

По результатам исследования механических свойств азотистого железомарганцевого аустенита на стандартных разрывных образцах установлено, что наибольший коэффициент деформационного упрочнения K_E = 18МПа/(%), наблюдаемый для сплава Fe+13%Mn+1,25%N превышает K_E=10МПа/(%), наблюдаемый для стали Гадфильда (Fe+13%Mn+1,25%C). Концентрационные коэффициенты упрочнения $K_c = (\sigma_в - \sigma_{02})/\Delta C$ железомарганцевого аустенита в случае легирования азотом и углеродом совпадают.

Деформация азотистого железомарганцевого аустенита определяется как зонами, обогащенными азотом и марганцем, так и эффективной концентрацией азота в растворе, и протекает по механизму скольжения и двойникования, последний становится преобладающим с увеличением концентрации азота в сплаве. При этом, азот усиливает междислокационное взаимодействие не изменяя скорости генерации дислокаций, и создает препятствия их движению с близкодействующими полями напряжений.

Показано, что легирование железомарганцевого аустенита азотом повышает термическую компоненту напряжения течения, не влияя при этом на ее атермическую часть. В большей степени азот увеличивает предел прочности по сравнению с пределом текучести. Предел текучести является линейной функцией активности азота железомарганцевом аустените.

1. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман. Термодинамика сплавов железа. М.: Металлургия, 1984, 208с.
2. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973. 296 с.

КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ: ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ

Константинова Т.Е., Даниленко И.А.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
г. Донецк, Украина,
matscidep@aim.com

Керамика на основе диоксида циркония известна как многофункциональный материал, обладающий уникальным сочетанием свойств: высокой прочностью и трещиностойкостью, износо-, термо- и химической стойкостью, стойкостью к нейтронному потоку, ионной проводимостью, высокой биосовместимостью и т.д. Однако указанные свойства далеко не всегда могут быть реализованы, они в значительной мере обусловлены структурой керамики, в частности размером зерна и фазовым составом, что в свою очередь определяется характеристиками порошка, из которого получают керамику. Среди таких характеристик особенно важными являются степень дисперсности и агломерации частиц. В Донецком физико-техническом институте ДонФТИ им. А.А. Галкина НАН Украины разработана технология получения нанопорошков диоксида циркония с мягкими агломератами, заданным размером частиц, например 6, 12, 18, 24, 30 нм, требуемым химическим и фазовым составом.

Исследование процессов роста нанокристаллов позволило описать процессы самоорганизации нанопорошковой системы при нагреве и рационально подойти к выбору порошка для изготовления керамики.

Для получения керамики используется прессование в условиях высоких гидростатических давлений (ВГД), поскольку нанопорошки при обычных одноосных давлениях не прессуются. Исследования показали, что в процессе прессования ВГД нанопорошки испытывают мартенситное тетрагонально-моноклинное (Т-М) превращение, степень которого немонотонным образом зависит от размера наночастиц. Контроль за количеством моноклинной фазы, имеющей объем на 4% больше тетрагональной, позволяет избежать процессов растрескивания компактов и керамики, а также использовать это явление для деагрегации нанопорошков. Изучены механизмы уплотнения и низкотемпературного спекания, разработаны режимы спекания керамики, разрабатываются приемы физической и химической модификации поверхности наночастиц для решения конкретных функционально ориентированных задач.

Накопленный опыт и понимание происходящих в керамической нанотехнологии процессов позволил реализовать, согласно эксплуатационным испытаниям, повышение износостойкости от 10 до 50 раз для плунжеров шахтных гидронасосов, сопел гидросбива окалины и пескоструйных аппаратов, а также биосовместимой керамики для медицинского протезирования.

Использование нанопорошков для создания диоксидциркониевой керамики обеспечивает однородную структуру, стабильность механических свойств и устойчивость к деградации в условиях влажной среды и низкотемпературного нагрева. Показана перспективность использования нанопорошков диоксида циркония для электролита анода и катода топливных элементов. Обсуждаются возможные перспективы развития керамического производства в Украине и использования керамики в машиностроении, металлургии, ядерной энергетике, нефтехимической, авиационной и др. отраслях промышленности и социальной сферы.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ IN SITU В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

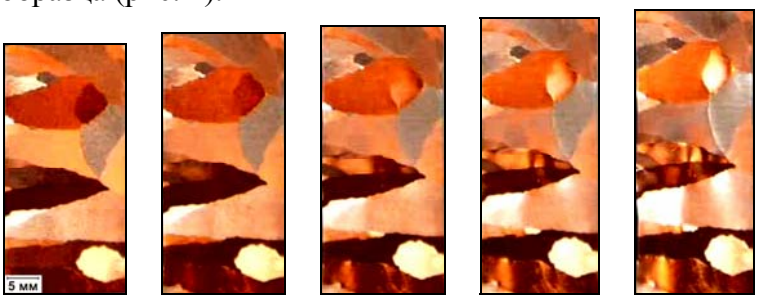
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В.

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

Разработан принципиально новый способ определения кристаллографической ориентации разных областей образца и их изменений *in situ* в процессе деформирования, который основан на дифракции белого света на квазипериодической структуре, возникающей на поверхности поликристаллического образца в результате химического травления [1,2]. С помощью цифрового регистрационного устройства на основе светочувствительной матрицы регистрируют излучение, рассеянное поверхностью образца, и передают его на компьютер в виде цветовой ориентационной карты (рис.1), где цвет, определенный в цветовом пространстве RGB, однозначно определяет кристаллографическую ориентацию той области образца, которая имеет этот же цвет.

Рис.1. Цветовая ориентационная карта поликристалла Al.

Известно, что релаксационные процессы при пластическом деформировании осуществляются за счет дислокационного скольжения и развития различных ротационных эффектов. Предложенная методика позволяет *in situ* регистрировать возникновение и развитие ротационных эффектов, которые сопровождаются переориентацией отдельных зерен либо их фрагментов в процессе деформирования: изменение цвета в любой области поликристаллического образца в процессе пластической деформации свидетельствует об изменении кристаллографической ориентации этого участка образца (рис. 2).



ε = 0% ε = 6% ε = 9% ε = 12% ε = 20%

Рис. 2. Фрагменты видеосъемки поверхности поликристалла Al., полученные при различных степенях деформации.

По сравнению с мировыми аналогами, где за ориентационными изменениями следят дискретно в отдельном участке поликристалла, предложенный способ позволяет *in situ* автоматически, беспрерывно определять кристаллографическую ориентацию и структурные изменения, которые происходят в образце в процессе пластического деформирования и разрушения, одновременно для всех областей образца.

1. Бадіян Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шурінов Р.В. Спосіб контролю орієнтаційних змін у кристалічних матеріалах *in situ* в процесі зовнішнього впливу // Патент 89743 Україна, МПК G01B 11/16; – № а 2009 06455; заявл. 22.06.09; опубл. 25.02.10, Бюл. №4.
2. Бадіян Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шурінов Р.В., Зєтова Т.Р. Спосіб визначення кристалографічної орієнтації зерен на поверхні полікристалічного зразка. // Патент 93021 Україна, МПК G01N 21/00, G01N 21/17, G01N 33/20; – № а 2010 02923; заявл. 15.03.10; опубл. 27.12.10, Бюл. №24.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА

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

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

Проведены экспериментальные исследования влияния упрочняющего покрытия из нитрида титана, нанесенного плазменным методом, на механические характеристики, закономерности развития пластической деформации и разрушение двумерных поликристаллов алюминия. Показано, что упрочняющее покрытие из нитрида титана толщиной несколько микрон практически не меняет предел прочности образцов алюминия (по-видимому, из-за его незначительной толщины), в то же время покрытие приводит к увеличению условного предела текучести, изменению максимальной деформации до разрушения образца и изменению характера развития пластической деформации.

Использование оригинальных методик исследования *in situ* структурных и ориентационных изменений, сопровождающих пластическую деформацию образцов, а также возникновения и развития скольжения на ранних стадиях пластической деформации, показало, что покрытие из нитрида титана даже незначительной толщины может привести к изменению последовательности релаксационных процессов, имеющих место при деформировании.

В двумерных поликристаллах алюминия без покрытия характерным является: во-первых, развитие кристаллографического скольжения в благоприятно ориентированных для этого зернах; во вторых, ротационная деформация (ориентационные изменения зерен или их частей), вносящая самостоятельный вклад в пластическую деформацию всего образца; и, наконец, кристаллографическое скольжение в зернах или их частях, изменивших свою ориентацию на благоприятную для скольжения. Таким образом, обеспечивается значительная пластическая деформация образцов. Для отдельных двумерных поликристаллов алюминия величина ε_{max} достигает ~50%.

При деформировании образцов с покрытием из нитрида титана обнаруживается иной характер развития релаксационных процессов. Показано, что покрытие из нитрида титана толщиной даже несколько микрон блокирует возникновение и развитие ротационной моды на всех стадиях пластического деформирования. Это, прежде всего, приводит к увеличению деформационного упрочнения на начальной стадии деформирования и, в конечном итоге, к уменьшению величины пластической деформации образцов до их разрушения и увеличению предела текучести. В таких образцах уже на ранней стадии пластической деформации возникает только дислокационное скольжение, развитие которого продолжается вплоть до разрушения образца.

Отличительной особенностью развития скольжения в образцах алюминия с покрытием из нитрида титана является возможность согласования пластической деформации скольжением различного уровня (грубого и тонкого скольжения) в различных зернах на их границе. В двумерных поликристаллах алюминия без покрытия такая неоднородность пластической деформации чаще всего приводит к возникновению зернограничных трещин.

МЕТОД ВИЗУАЛИЗАЦИИ АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЯХ

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

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

Экспериментальное изучение с помощью интерферометра Линника профиля канавок, возникающих при царапании поверхности образца в результате склерометрических исследований, показало, что в случае анизотропии механических свойств в образце в зависимости от кристаллографической ориентации плоскости и направления царапания меняется не только ширина канавки, которая, как правило, используется для определения величины микротвердости, но и профиль материала, вынесенного на его поверхность в результате скольжения по определенной кристаллографической плоскости. Таким образом, критерием анизотропии механических свойств образца, может служить изменение яркости света, отраженного от материала, вынесенного на поверхность образца, в зависимости от кристаллографической ориентации плоскости и направления нанесения царапин. Экспериментально показано, что такая возможность может быть реализована при дополнительном освещении поверхности образца под малым углом. Иллюстрация анизотропии механических свойств для отдельного зерна поликристаллического алюминия (плоскость царапания (110)) приведена на рис. 1., а рис. 2 свидетельствует об обнаруженном эффекте механической полярности, который заключается в том, что механические свойства, зависят не только от кристаллографической ориентации направления царапания, но и от знака направления движения индентора.

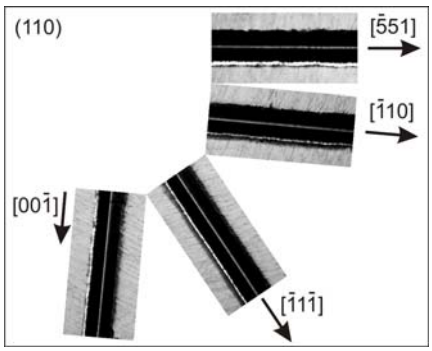


Рис. 1

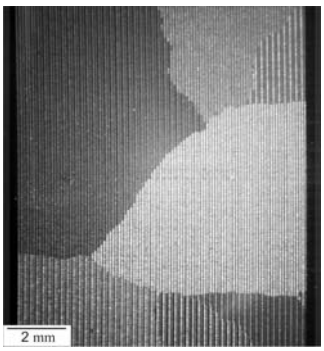


Рис. 3

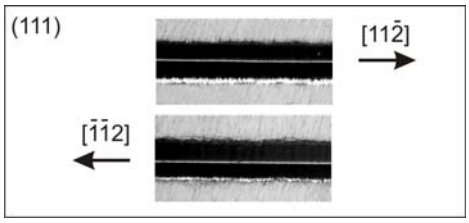


Рис. 2

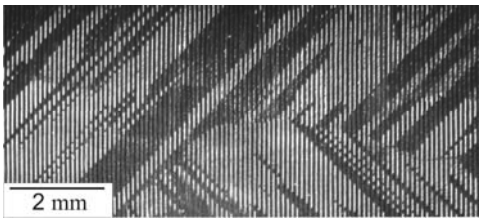


Рис. 4

Благодаря визуализации анизотропии механических свойств возможно выявление границ раздела областей образца с различной кристаллографической ориентацией. При пересечении царапиной таких границ меняется яркость той части изображения канавки, которое возникает при отражении от материала, вынесенного в процессе царапания на поверхность образца. На рис. 3, 4 приведены микрофотографии поверхности поликристаллических образов алюминия и меди с выявленными границами зерен и двойников в результате нанесения на поверхность образца ряда царапин.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ СЕЛЕКТИВНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТРЕНИИ

Пинчук В.Г.[1], Короткевич С.В.[2], Бобович С.О.[2]

[1]*УО Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины, г. Гомель, РБ*;
[2] *РУП "Гомельэнерго", г. Гомель, РБ*, korotsv@tut.by

Комплексные исследования прочностных характеристик никеля при фрикционном нагружении поверхностей пар трения Ni–Ni и Ni–Mo методами ферромагнитного резонанса (ФМР), электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, электронографии определили циклический характер [1] изменения параметров, что выразилось: 1) в циклическом характере кинетических зависимостей плотности дислокаций (ρ) поверхностных слоёв, проявляющемся для различных режимов фрикционного нагружения, а также в качественном совпадении этих зависимостей, полученных прямыми и косвенными методами исследования; 2) в циклическом изменении текстуры, изученной с помощью электронной микроскопии и электронографии; 3) в периодическом изменении картины дислокационных конфигураций, выявленном при анализе электронно-микроскопических снимков микроструктурных превращений в поверхностном слое; 4) в периодическом изменении интенсивности изнашивания со временем фрикционного нагружения поверхностей. Установлено, что эта периодичность структурных изменений при трении связана с развитием характерных пластических и пластически-деструкционных стадий деформирования, протекающих сначала с упрочнением, а затем – с разупрочнением, связанным с разрушением и локализованным во времени отслаиванием диспергированного слоя металла. Определено, что каждому циклу ширины линии ФМР (ΔH), однозначно, связанной с ρ, соответ-ствует этап послойного микроразрушения, определяемый селективным выбросом интенсивности изнашивания [2].

Изучена кинетика упрочнения поверхностного слоя металла при продолжительном времени фрикционного испытания. В результате этих исследований установлено, что наряду с отслаиванием материала в течение каждого цикла, на стадии максимального уширения линии ФМР, наблюдаются сильные выбросы интенсивности изнашивания, соответствующие глубоким спадам ΔH. Анализ электронно-микроскопических снимков на различных этапах фрикционного нагружения определил несколько механизмов разрушения поверхностных слоёв. На первом этапе, включая период приработки поверхностей и характеризующийся монотонным подъёмом осцилляционной зависимости $\Delta H = f(t)$ до максимального уровня, происходит периодическое трансформирование структуры в квазиравномерное распределение дислокационных скоплений, с последующим формированием полос скольжения, поверхностных сдвигов и надрывов, являющихся источниками поверхностных микротрещин. На стадии максимального диспергирования решётки обнаружено сильное разрыхление материала за счёт формирования пор и микротрещин [3]. Наблюдались элементы транс и интеркристаллитного разрушения. Совокупность полученных результатов по исследованию микроструктуры и триботехнических свойств металлов при трении даёт основание утверждать о цикличном лепестково-послойном характере разрушения, локализованном в узком временном интервале.

1. Барьяхтар В.Г., Савченко М.А., Тарасенко В.В. Влияние дислокаций на ширину линий однородного ферро и антиферромагнитного резонансов // ЖЭТФ. – 1968. – Т. 54. – В. 5. – С. 1603 – 1612.
2. Пинчук В.Г., Савицкий Б.А, Булатов А.С. Особенности изменения дислокационной структуры никеля при трении // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1983. – № 9. – С. 72 – 75.

3. Пинчук В.Г. Структурные аспекты микропластической деформации и разрушения металлов при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, С.О. Бобович// Деформация и разрушение металлов. – 2007, № 9. – С. 23 – 28.

ИЗМЕРЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Дуб С. Н.[1], Шмегера С.В.[1], Толмачева Г.Н.[2]

[1]*ИСМ НАН Украины, Киев, Украина*, LZ@ism.kiev.ua
[2]*ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина*, tolmacheva@kipt.kharkov.ua

Наноиндентирование широко применяется для измерения твердости материалов на наноуровне. Однако твердость не является механическим свойством в строгом смысле этого слова. Величина твердости зависит не только от механических свойств образца, но также и от формы индентора (Виккерса, Кнупа, Берковича и т.п.). Поэтому разработка методов определения предела текучести материалов при наноиндентировании является актуальной задачей. Проведенные нами испытания широкого класса материалов с низкой (монокристаллы) и высокой плотностью дислокаций (нанокристаллические материалы, металлы с поверхностью после механической полировки) выявили наличие упругопластического перехода на начальной стадии внедрения индентора Берковича. Для монокристаллов упругопластический переход при наноконтактном взаимодействии происходит резко, в результате гомогенного зарождения дислокаций. В результате появляется возможность определения механических свойств материалов с квази-совершенной кристаллической решеткой. Ранее подобные исследования были возможны только при испытаниях нитевидных кристаллов. Для материалов с высокой плотностью дислокаций упругопластический переход происходит плавно в результате размножения уже существующих в образце дислокаций. Предложен метод выявления начала пластического течения и определения сдвиговых напряжений в момент упругопластического перехода на наноуровне.

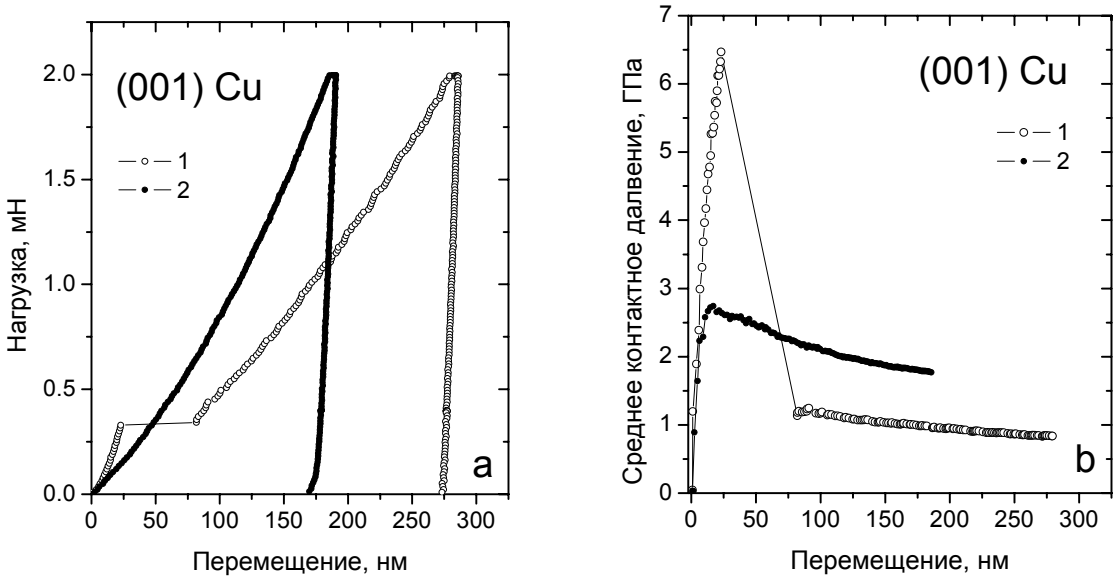


Рис. Диаграммы внедрения индентора (*a*) и зависимость среднего контактного давления от перемещения (*b*) для монокристалла меди; 1 – поверхность после электрополировки, 2 – механически полированная поверхность.

ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ni–18%Fe В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4.2–350 К

Табачникова Е.Д.[1], Подольский А.В.[1], Смирнов С.Н.[1], Бенгус В.З.[1], Псарук И.А.[1], Лиао П.К.[2]

[1]*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, , Харьков, Украина*
[2]*Университет Теннеси, Кноксвилл,США*
tabachnikova@ilt.kharkov.ua

В настоящее время активно изучаются низкотемпературные физико-механические свойства поликристаллических материалов в нанокристаллическом состоянии с размерами зерен меньших 100 нм [1]. В данной работе изучены механические свойства объемного нанокристаллического (НК) сплава Ni–18%Fe со средним размером зерен 23 нм, полученного методом электроосаждения [2].

Образцы в виде прямоугольных призм с размерами 1.5×1.5×3 мм деформировались в интервале температур 350-4.2 К на жесткой деформационной машине одноосным сжатием с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 3\cdot10^{-4}$ c^{-1}. Получены диаграммы "напряжение – пластическая деформация" $\sigma(\varepsilon)$, из которых определяли условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, максимальное достигнутое напряжение σ_f и соответствующую ему пластическую деформацию ε_f. В ходе деформирования измерялась скоростная чувствительность деформирующего напряжения.

Для НК сплава Ni–18%Fe установлены следующие закономерности:

1) При понижении температуры от 350 К до 4,2 К наблюдается рост предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 1,9 ГПа до 3 ГПа.

2) Величина ε_{max}, равная 5–7 % при 300 К, при понижении температуры до 77–45 К достигает значений ~ 30%. При дальнейшем понижении температуры величина ε_{max} уменьшается: при температурах меньших 20 К разрушение образцов происходит при 4–8 % пластической деформации.

3) При температурах меньших 20 К зарегистрирован переход от плавного пластического течения к скачкообразному.

В предположении термоактивированной природы пластичности НК сплава Ni–18%Fe получена температурная зависимость активационного объема для процесса пластического течения. На основе экспериментальных результатов проведен термоактивационный анализ и получены оценки параметров взаимодействия дислокаций с локальными барьерами и величин внутренних напряжений. Проведено обсуждение возможных физических механизмов, контролирующих низкотемпературную пластическую деформацию исследованного НК сплава Ni–18%Fe.

1. Табачникова Е.Д., Подольский А.В., Бенгус В.З., Смирнов С.Н., Бидыло М.И., Ли Х., Лиао П.К., Чах К., Мишкуф Й. *Металлофиз. новейшие технолог.*, 30, №5: 695 (2008).
2. G. J. Fan, L. F. Fu, Y. D. Wang, Y. Ren, H. Choo, P. K. Liaw, G. Y. Wang, and N.D. Browning, Appl. Phys. Lett. **89**, 101918 (2006).

ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ОТ КОНКУРЕНЦИИ ПЕРВИЧНЫХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ В НОНВАРИАНТНОЙ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ

Луцык В.И., Сумкина О.Г.

Отдел физпроблем БНЦ СО РАН, Улан-Удэ, Россия
vluts@pres.bscnet.ru

Для отображения относительных количеств структурных составляющих в бинарных сплавах соответствующие им диаграммы состояния дополняются набором изотермических структурных диаграмм [1]. Для решения прямой задачи (определение масс фаз и гетерогенных структур по их заданным хим.составам и общему составу исследуемого сплава) и обратной (определение хим.состава присутствующих в системе неисследованных фаз, хим.соединений и гетерогенных структур) используются концентрационные, фазовые, структурные и агрегатные коноды [2].

При конструировании сплавов по уравнениям поверхностей ликвидуса в тройной системе с инконгруэнтным бинарным соединением A_mC рассматривались условия формирования предельных – $A^e+B^e+A_mC^н+B^н$, $A^1+B^e+A_mC^н+B^н$ – и смешанной $A^1+A^e+B^e+A_mC^н+B^н$, микроструктур с первичными (^{1}), эвтектическими (^{e}) и образующимися в нонвариантных условиях (^{н}) кристаллов [3–4]. Для анализа конкурентного участия эвтектических I^e и первичных I^1 кристаллов в нонвариантных четырехфазных реакциях введено представление о дисперсной коноде [5].

Исследование вертикальных (для заданного центра масс) и горизонтальных (изотермические состояния на изоплетах) диаграмм матбаланса выявило закономерности строения концентрационного поля реакции L+A=B+R (рис.) при недостатке расплава и конкуренции кристаллов A различной дисперсности. Состав W соответствует соотношению A^e и A^1 кристаллов на дисперсной коноде A^1A^e бинарной системы. Через центр масс $V=e_{AB}S\cap AF$ проходят изоплеты при равенствах долей фаз: $A^1=kA^e$ (WQ), $A^e=A^н$ (AF), $A^1=A^н$ ($e_{AB}S$), $A^{изб}=A^н$ (UH), где $UH\in BV$, кристаллы (^{изб}) избыточны в реакции L+A=B+R.

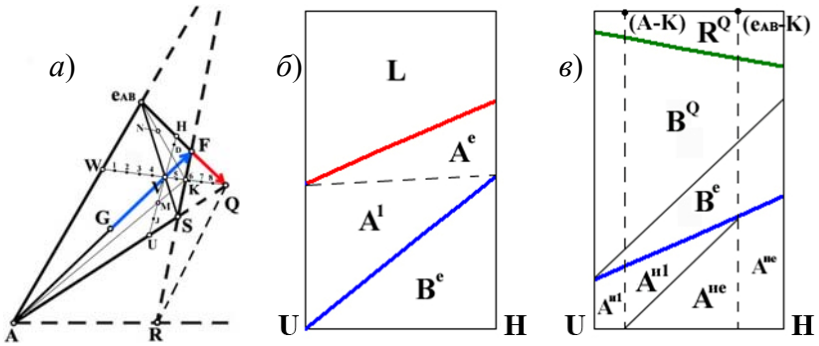


Рис. Концентрационное поле $Ae_{AB}FS$ T-x-y диаграммы с инконгруэнтным соединением $R=A_4C$ при температуре квазиперитектики Q – *а*; материальные балансы на разрезе UH при $T_{Q+\delta}$ – *б* и $T_{Q-\delta}$ – *в*

1. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1978. С. 49-51, 57.
2. Палатник Л.С. Ж. физ. химии. 1991. Т. 65. № 12. С. 3208-3215.
3. Луцык В.И., Воробьева В.П. // Ж. физ. химии. 1997. Т. 71. №2, С. 259-265; №3, С. 399-402.
4. Луцык В.И., Воробьева В.П. Перспективные материалы // 2009. № 7. С. 199-203.
5. Lutsyk V.I., Nasrulin E.R. // Crystallography Reports. 2011. Vol. 56 (в печати).

DEPENDENCE OF ALLOY'S MICROSTRUCTURE FROM MONOVARIANT 3-PHASE REACTION TYPE CHANGING

Lutsyk V., Zyryanov A.

Physical Problems Department of BSC RAS, Ulan-Ude, Russian Federation
vluts@pres.bscnet.ru

New principles of the phase diagrams design have been offered [1]: 1) before proceeding with the assembly of whole diagram, the space schemes of monovariant reactions or three-phase regions are to be elaborated; 2) contours of the surfaces with the unruled nature are to be closed and data of thermodynamical calculations are used on this stage; 3) surfaces should be approximated as the minimal ones, like the soap films, with the minimal area; 4) all geometrical elements (points, lines, surfaces, phase regions) are designated, and their "names" contain the meaning (reason) of these designations; 5) after the computer assembling the phase diagram space model changes into a useful tool to solve different fundamental and applied tasks.

New information was received for the 3-phase regions with the transformations. They may be divided into some types: without the mass increment sign changing, with 1 mass increment sign changing, with the mass increments sign changing for 2 phases and with mass increment sign changing for all 3 phases. In the last case all 3 surfaces of two-phase reactions have the common directing curve. There are 3 surfaces of 2-phase transformations - $\Delta m_A=0$, $\Delta m_{B1}=0$, $\Delta m_C=0$ - in sub-solidus region A+B1+C (Fig.). The directing line FF_0 divides the surface $\Delta m_A=0$ into 2 wings $FF_01\{A^0_E\text{-}B1^0_E\}2\{A_E\text{-}B1_E\}$ and $FF_03\{A_E\text{-}C_E\}4\{A^0_E\text{-}C^0_E\}$, corresponding to 2-phase transformations B1→C and C→B1. The surface $\Delta m_{B1}=0$ is divided into wings $FF_05\{A^0_E\text{-}B1^0_E\}6\{A_E\text{-}B1_E\}$ and $FF_07\{B1_E\text{-}C_E\}8\{B1^0_E\text{-}C^0_E\}$, which correspond to reactions A→C and C→A. The surface $\Delta m_C=0$ is divided into wings $FF_09\{A^0_E\text{-}C^0_E\}10\{A_E\text{-}C_E\}$ and $FF_011\{B1_E\text{-}C_E\}12\{B1^0_E\text{-}C^0_E\}$ in accordance to reactions A→B1 and B1→A.

The region A+B1+C projection is divided into 12 different parts: the fragments A→B1+C, B1→A+C, C→A+B1 are the only eutectoid type, the fragments A+B1→C, B1+C→A, A+C→B1 are the only peritectoid type, whereas in the fields A→B1 (F9(10)), A→C (F56), C→B1 (F34) the eutectoid type (above the corresponding 2-phase surface) is changed to the peritectoid one (below this surface) and in the fields B1→A (F(11)12), C→A (F78), B1→C (F12) the peritectoid type (above the corresponding 2-phase surface) is changed to the eutectoid one (below this surface).

Microstructure and physical properties of appropriate heterogeneous materials will be influenced by the 3-phase reaction type changing.

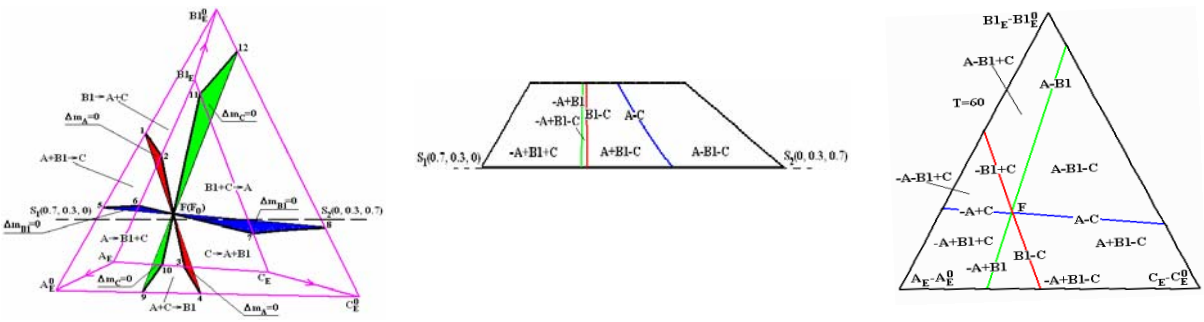


Figure. Phase region A+B1+C with six three-phase reactions

1. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Zyryanov A.M. Specific Features of the Crystallization of Melts in Systems with a Transition from Syntectic Equilibrium to Monotectic Equilibrium // Crystallography Reports. 2009. Vol. 54. № 7. P. 1300–1307.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИЙ ПОЛЕЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ОБРАЗЦОВ ГЕОМАТЕРИАЛОВ

Мубассарова В.А. [1], Богомолов Л.М. [2]

[1] *Учреждение Российской академии наук Научная станция РАН, Бишкек, Киргизия*
[2] *Институт морской геологии и геофизики ДВО РАН, Южно-Сахалинск, Россия*
helmik69@rambler.ru

В настоящее время влияние физических полей на темп накопления дефектов в нагруженной геологической среде (что проявляется в зависимости от характерных масштабов как сейсмическая, сейсмоакустическая или акустоэмиссионная активность) доказано как многочисленными геофизическими наблюдениями, так и лабораторным экспериментом (обзор в [1]). Соответствие результатов лабораторного моделирования воздействия нестационарных физических полей (так называемых энерговоздействий, ЭВ) с натурными наблюдениями является важным звеном в обосновании того, что стимулирование АЭ событий может рассматриваться в качестве базового, опорного эффекта для управляемой разрядки избыточных напряжений. В лабораторных экспериментах был выявлен эффект прироста активности акустической эмиссии АЭ, стимулированного внешними электромагнитными полями [1-3], который свидетельствует о влиянии факторов среды на трещинообразование. Таким образом, очевидна актуальность продолжения исследования и выявление новых закономерностей и физических механизмов высвобождения накопленной в среде упругой энергии при воздействии внешних полей. В предыдущих работах все результаты воздействия физических полей на процессы деструкции геоматериалов были получены при постоянном уровне сжимающего напряжения без контроля изменения тензометрических параметров. В данной работе рассматриваются результаты экспериментов на образцах мрамора в условиях одноосного сжатия при постоянной (заданной) скорости нагружения. Процессы деструкции геоматериала отражаются в изменении величины действующего на образец напряжения, а также в изменении трех компонент деформации. Реакция среды на воздействие показана как в параметрах тензометрических, так и в акустоэмиссионных.

1. Г.А. Соболев, А.В. Пономарев. Физика землетрясений и предвестники. М.: Наука. 2003. 270.
2. L.M. Bogomolov, P.V. Il'ichev, V.A. Novikov, et al. Acoustic emissions response of rocks to electric power action as seismic-electric effect manifestation. // Annals of Geophysics. 2004. V. 47. N 1. P. 65-72
3. А.С. Закупин, А.В. Аладьев, Л.М. Богомолов и др. Взаимосвязь электрической поляризации и акустической эмиссии образцов геоматериалов в условиях одноосного сжатия. // Вулканология и сейсмология. №6. С. 22-33.

КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ АЗЕРБАЙДЖАНА

Мамедова И.Г., Ширинзаде И.Н.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
iradax@yandex.ru

Перспективность керамических материалов обусловлена многофункциональностью, многообразием свойств, доступностью сырья и другими важными факторами. В зависимости от назначения керамики, получение заданных свойств изделий достигается подбором сырьевых материалов, добавок и особенностями технологии, которая, в свою очередь, должна быть проста и экономически выгодна.

Целью данной работы является разработка технологии высокопрочного керамического материала на основе местного сырья. Материал готовился путем диспергирования, формования и последующего спекания смеси глин (35%), кварц-полевошпатового сырья (30%) и известняка (30%). Перед обжигом образцы высушивались 24 ч при комнатной температуре. Затем осуществлялся обжиг в муфельной печи при температурах 1000, 1100 и 1200^{0}С.

Экспериментальные образцы были изготовлены на основе двух разных глин, которые отличаются друг от друга по химико-минералогическиму составу: каолинизированная глина месторождения Умбаку и легкоплавкая глина месторождения Гарасу. Химические составы использованных глин: Умбакинская глина - SiO_2 – 67,5; Al_2O_3 – 19,2; Fe_2O_3 – 0,95; CaO – 2,76; Na_2O – 1,1; K_2O – 0,9; TiO_2 – 0,32; п.п.п. – 7,36.; Гарасуинская глина: SiO_2 – 56,3; Al_2O_3 – 11,65; Fe_2O_3 – 2,00; CaO – 11,50; MgO – 3,46; Na_2O – 2,50; K_2O – 2,03; SO_3 – 0,75; TiO_2 – 0,52; п.п.п. – 10,02. Физико-механические свойства полученных керамических материалов представлены в таблице.

Таблица. Физико-механические свойства полученных керамических материалов

Показатели	Материал на основе Умбакинской глины			Материал на основе Гарасуинской глины		
	1000^{0}С	1100^{0}С	1200^{0}С	1000^{0}С	1100^{0}С	1200^{0}С
Предел прочности при сжатии, кг/см^2	100	140	220	200	220	250
Средняя плотность, кг/м^3	1642	1700	1780	1613	1690	1750
Водопоглошение, %	26,0	20,5	16,0	23	15,4	14,3

Из таблицы видно, что материал, полученный на основе каолинизированной глины Умбакинсого месторождения, обожженный при температуре 1000^{0}С имеет низкую прочность, чем материал, изготовленный с использованием легкоплавкой глины при такой же температуре. Чтобы получить кермический материал с прочностью 220 кг/см^2, смесь на основе каолинизированной глины должна обжигаться при 1200^{0}С, а смесь на основе легкоплавкой глины при 1100^{0}С. Известно, что повышение температуры на 100^{0}С требует дополнительные материальные ресурсы. И так, в производстве фасадных керамических плиток, в которых цвет черепка не имеет важного значения, рекомендуется использовать легкоплавкие глины Гарасуинского месторождения.

СТРУКТУРНО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ширинзаде Н.А., Алиева С.Б., Ганбаров Д.М.

Институт химических проблем им. М.Ф.Нагиева Национальной АН Азербайджана
iradax@yandex.ru

Основным подходом к производстве керамических материалов и изделий является целенаправленный выбор исходного сырья имеющего промышленное значение и поэтому настоящая работа посвящена изучению возможности получения керамики с использованием местного минерального сырья при условии низкообжиговой термической обработки. При этом особую актуальность вызывает возможность использования низкосортных сырья.

В качестве исходного сырья для получения керамики использованы следующие природные материалы: глина (Г) Даш-Салахлинского месторождения, доломит (Д) Гобустанского месторождения и серпентин (С) из массива Малого Кавказа (Азербайджан).

Фазовые и химические составы исходных материалов изучены рентгеноспектральным, рентгенофазовым и дериватографическим методами анализа. Установлено, что в составе сырьевых материалов присутствуют минералы монтмориллонит, гидрослюда, полевые шпаты, кварц и каолинит. Химические составы этих же материалов характеризуются следующими содержаниями оксидов (в вес %): Глина: SiO_2 – 57,82; Al_2O_3 – 14,65; Fe_2O_3 – 4,00; CaO – 6,32; MgO – 2,97; Na_2O – 3,50; K_2O – 2,03; SO_3 – 0,75; п.п.п. – 10,06. Доломит: SiO_2 – 3,20; Al_2O_3 – 0,63; Fe_2O_3 – 0,48; CaO – 29,60; MgO – 19,70; Na_2O – сл.; K_2O – сл.; SO_3 – 0,95; п.п.п. – 48,45. Серпентинит: SiO_2 – 39,60; TiO_2 – 0,012; Al_2O_3 – 0,96; Fe_2O_3 – 3,86; FeO – 2,94; MgO – 37,76; CaO – 0,83; NiO – 0,28; Na_2O – 0,05; K_2O – 0,08; п.п.п. – 11,81.

Смеси сырьевых материалов приготовлены в трех соотношениях: Г:Д:С=70:15:15; 70:10:20; 70:20:10.

Для изучения последовательности и характера термических превращений, а также для определения промежуточных и конечных продуктов их взаимодействия был применен высокотемпературный рентгеновский метод анализа (ДРОН – 3,0; с приставкой ГПВТ-2000). Установлено, что при температуре 690±5^{0}С происходит частичное разрушение кристаллической структуры серпентина и около 800^{0}С наблюдается фазовый переход с образованием форстерита. В температуром интервале 650–750^{0}С происходит и разрушение кристаллической структуры доломита, сначала $MgCO_3$ и вслед за ним $CaCO_3$.

Нижеследующие рентгеновские данные полученного материала свидетельствуют об образовании анортита – $CaAl_2Si_2O_8$ (*d* = 3,20; 2,51; 2,13Å), геленита – $CaAl_2SiO_7$ (*d* = 2,84; 2,43; 3,06Å) и акермента – Ca_2MgSiO_7 (*d* = 2,87; 2,48; 3,08Å). При сравнительного высокой температуре (940-1000^{0}С) в полученном керамическом материале обнаружено муллит – $Al_6Si_2O_{13}$ (*d* = 3,42; 3,36; 2,68Å), β-кристобалит (*d* = 4,13; 2,56; 1,62Å) и шпинель – $MgAl_2O_4$ (*d* = 1,43; 1,97Å).

Определены важные физико-механические свойства полученных керамических материалов, такие как плотность (1,82–1,98г/см^3), прочность при сжатии (16±1 МПа), водопоглашение (8–10%), морозостойкость (30 краткое замороживания) и термостойкость (1653–1813).

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Толстун А.Н.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия,
kiiko@issp.ac.ru

Эвтектические волокна, предназначенные для использования в жаропрочных композитных материалах, характеризуются повышенной трещиностойкостью в сравнении с монокристаллическими волокнами аналогичного назначения, достаточным сопротивлением ползучести при высоких температурах и набором ряда физико-химических свойств, определяемых составом.

Методом внутренней кристаллизации, разработанным в Институте физики твердого тела РАН, получены эвтектические волокна Al_2O_3–$REAlO_3$ и Al_2O_3–$RE_3Al_5O_{12}$ на основе оксидов практически всех устойчивых редкоземельных элементов (RE), а также эвтектические волокна Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ – ZrO_2.

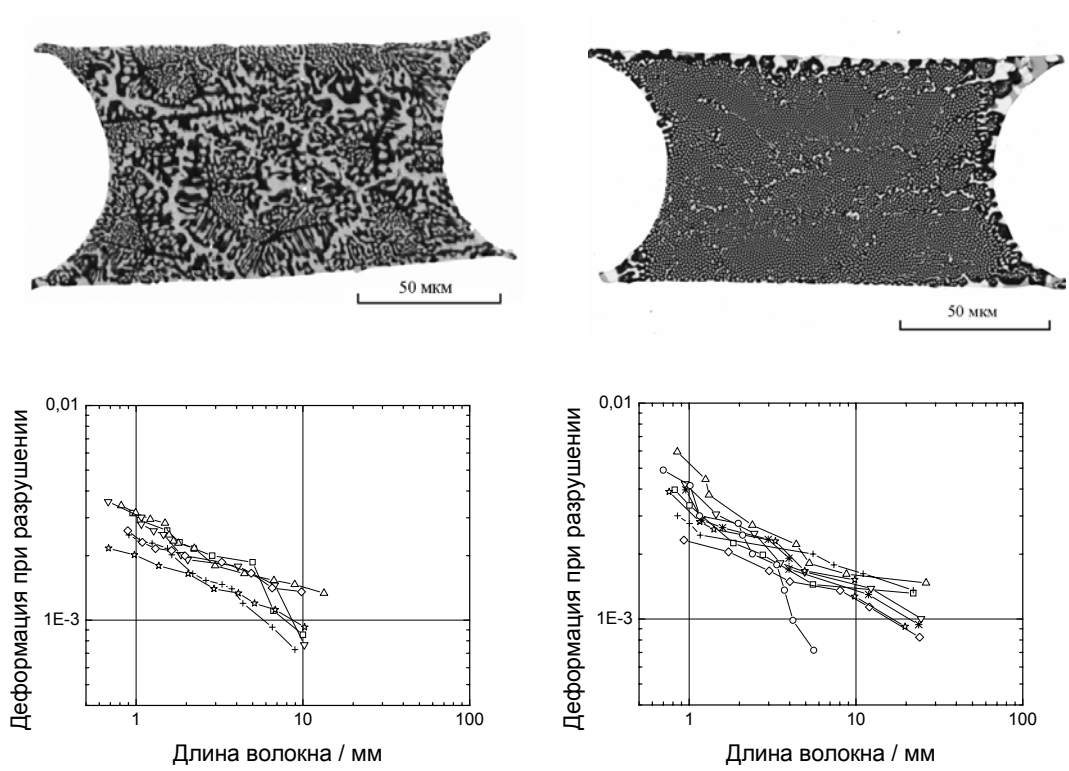


Рис. 1. *а* – структура волокон в поперечном сечении (слева направо) Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ и Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ – ZrO_2; *б* – зависимость деформации при разрушении от длины волокон (слева направо) Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ и Al_2O_3 – $Y_3Al_5O_{12}$ – ZrO_2.

Выявлены особенности формирования структуры волокон, в частности, - изменение характера структуры от центра к периферии в поперечноом сечении волокна и многоуровневость масштабов неоднородности, а также установлена зависимость структуры от скорости кристаллизации. Кроме того, получены зависимости прочности волокон от их длины и от режимов получения. На рис. 1. приведены некоторые характеристики эвтектических волокон двух составов.

ИССЛЕДОВАНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОПЛАВЛЕНИЯ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Гильмутдинов Ф.З. Волков В.А.,Паршуков Л.И.,Смирнов В.Н.,Салтыков А.В.

Физико-технический институт РАН, ОАО «НИТИ»Прогресс», г.Ижевск, РФ,
Parshukov@mail.ru

Исследовались сварные швы из стали 07Х16Н6, сваренные электронным лучом на лабораторной установке. Сталь в исходном состоянии поставки и шов до и после термообработок исследовали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М с использованием монохроматизированного CuKα.- излучения на фазовый состав. Элементный состав образцов проанализировали методами рентгеноэлектронной спектроскопии и вторично-ионной масс-спектрометрии на спектрометре и на масс-спектрометре МС-7201.

Из анализа фазового состава получено, что исходный образец содержит в своем составе две основные фазы – феррит (мартенсит) и аустенит (3-5%). Упрочняющие фазы не были обнаружены. На рентгенограмме образца, приготовленного из сварного шва наблюдаются линии тех же двух основных фаз – феррита (мартенсита) и аустенита. Отличие рентгенограммы образца из сварного шва от рентгенограммы исходного образца заключается в изменении соотношения интенсивностей линий, в первую очередь, аустенита. Это связано с тем, что в сварном шве структура стали соответствует литому металлу с ориентированным ростом первичных дендритов аустенита, который формирует текстуру стали. Последний факт приводит к перераспределению интенсивности между линиями, соответствующими рефлексам от различных кристаллографических плоскостей аустенита. Очевидно, охлаждение сварного шва после кристаллизации происходит достаточно интенсивно и α - γ превращение протекает по мартенситному механизму. Образец из сварного шва подвергался сначала обработке холодом при температуре –20^{0}С, затем при температуре жидкого азота. После выдержки при –20 ^{0}С относительная интенсивность линий аустенита уменьшается на 30-40% и не изменялась после выдержки при температуре жидкого азота.

В дальнейшем проводили рентгеноэлектронные исследования в спектрометре ЭС-2401 при ступенчатом нагреве поверхностные сегрегаций, по которым судили о процессах, происходящих в объеме сплава.

Установлено, что уже при достаточно низких температурах в сварном шве, не подвергнутом обработке холодом, наблюдаются немонотонные изменения состава поверхности, что свидетельствует о неустойчивости структурно-фазового состояния шва, вероятно вследствие влияния внутренних напряжений и наличия зон ликваций. Наблюдаемое возрастание концентрации никеля вблизи поверхности свидетельствует об аналогичных процессах в локальных областях объема материала, в том числе, связанных со стабилизацией аустенита. Основные изменения происходят при достижении температуры 300^{0}С и далее.

В сварной шов, подвергнутый охлаждению в жидком азоте, начиная с температуры 320^{0}С, происходит миграция атомов хрома, которые вступают во взаимодействие с углеродом, образуя упрочняющую фазу $Cr_{23}C_6$. На протяжении всего интервала термообработки наблюдается снижение концентрации никеля.

Таким образом, при упрочняющей термообработке сварного шва предварительная обработка холодом является необходимой. При этом пороговой температурой структурных превращений при термообработке сварного шва является температура 375 – 400^{0}С.

КИНЕТИКА АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В СПЛАВАХ С РАСТВОРИМЫМИ ЧАСТИЦАМ ВТОРОЙ ФАЗЫ

Пупынин А.С.

НФ ИМАШ РАН, Нижний Новгород, Россия
pupynin@phys.unn.ru

В работе развита модель аномального роста зерен в субмикрокристаллических (СМК) сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации. В основу теоретического анализа положен подход, основанный на представлениях о том, что зернограничная диффузия атомов в межкристаллитных границах с неупорядоченной атомной структурой осуществляется путем образования метастабильных вакансий при флуктуации плотности материала границы и перескоков атомов в вакансии [1]. В рамках данного подхода коэффициент зернограничной самодиффузии экспоненциально зависит от неравновесного избыточного объема Δv_b, возникновение которого в рассматриваемом случае связано с генерацией неравновесных вакансий в мигрирующей границе в процессе поглощения участков границ соседних зерен движущейся границей.

Ранее в работах [2,3] была предложена модель аномального роста зерен в чистых СМК металлах и квазиоднофазных сплавах, содержащих нерастворимые частицы второй фазы. В данной работе проанализировано влияние исходного разброса по размерам зерен при заданном начальном размере зерна, исходной плотности дислокаций в границах, а также кинетики растворения и роста частиц второй фазы на начало процесса аномального роста зерен и кинетику изменения размера аномально растущего зерна при кратковременных отжигах. Показано, что инкубационный период аномального роста зерен связан с возвратом дефектной структуры границы. Проведенные численные расчеты показали, что увеличение исходной плотности дислокаций в границе и объемной доли частиц второй фазы при заданном разбросе зерен по размерам приводит к увеличению инкубационного периода процесса роста зерен. Кроме того, величина плотности дислокаций в границе влияет на конечный размер зерна при кратковременных отжигах: размер зерна тем меньше, чем больше исходная плотность дислокаций в границе. На поздней стадии аномального роста зерен дислокации, попавшие в границу в результате ее движения, замедляют движущуюся границу, и далее рост происходит по механизму собирательной рекристаллизации. Проведено сопоставление результатов численных расчетов с известными экспериментальными данными.

1. Перевезенцев В.Н. // ФММ, 2002, т. 93, №3, стр. 15-19.
2. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С. // ФММ. – 2006. – т.102. – № 1. – С.33-37.
3. Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С. // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 4(48). – С. 5-12.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПЕРЕХОД МЕТАЛЛОВ В ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ

Кустов А.И., Мигель И.А.[1]

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

Настоящая работа посвящена изучению влияния термических и механических внешних воздействий на характеристики твердотельных материалов с помощью САМ. Главной задачей работы было доказать, что АМД-методы исследований обеспечивают визуализацию и характеризацию как структуры самого материала, так и системы дефектов в нём. Оценка параметров материала, его свойств, проводится как по акустомикроскопическим изображениям, так и по значениям скорости ПАВ в образце или уровню их затухания (ΔV/V%). Полученные или рассчитанные характеристики дополняют друг друга, обеспечивая достоверность результатов исследований.

На рис. 1 представлены результаты анализа с помощью САМ размеров зерна стали от времени цементации. Чем дольше воздействие, тем сильнее меняется размер зерна. Начиная с некоторого момента (~ 30 час) наступает стабилизация выбранного параметра. Рис.2 демонстрирует зависимость скорости ПАВ от времени цементации. В данном случае не требуется визуализации структуры материала, а можно непосредственно из графической зависимости рассчитывать d_3 по величине υ_R. Аналогичные зависимости получены и для ряда других сортов стали. Рис. 3 показывает трансформацию V(Z)-кривой, по которой определяется степень деформации образцов. Расчёт степени деформации стали по величине скорости ПАВ представлен на рис.4.

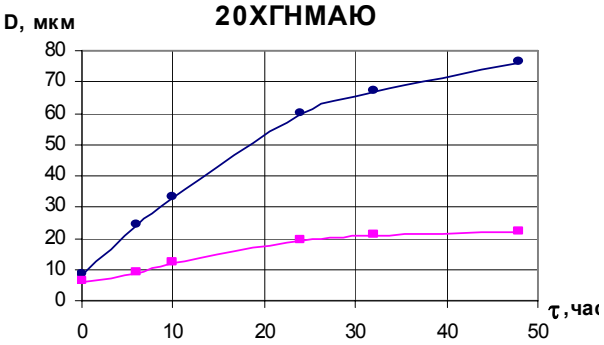


Рис.1. Зависимости размера зерна (D,мкм) от времени цементации (20ХГНМАЮ)

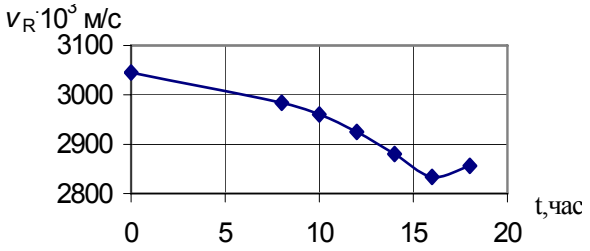


Рис.2. Зависимость скорости ПАВ в ст. 30ХГТ от времени цементации

Рис.3. *а*) 5% деформация; *б*) 50% деформация (10,6 мкм/дел)

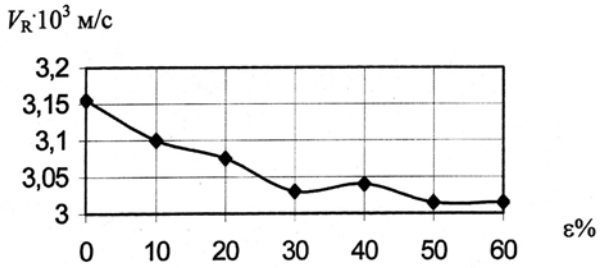


Рис.4. Зависимость скорости ПАВ в ст. 30ХГТ от степени деформации.

Приведенные результаты, на наш взгляд, убедительно показывают возможность анализа термических и механических воздействий на материалы АМД-методами.

АМД-АНАЛИЗ СВЯЗИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ОСОБЕННОСТЯМИ ИХ СТРОЕНИЯ

Кустов А.И., Мигель И.А.[1]

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

Известно, что одной из актуальных проблем современного материаловедения является проблема объективной оценки прочностных характеристики материалов. Эти характеристики определяются особенностями структуры материалов и параметрами систем дефектов в них. Объективность и достоверность исследований прочностных свойств обеспечивается расширением средств контроля. Именно к таким средствам и относятся АМД-методы.

В настоящее время расчеты прочности осуществляются с помощью феноменологических теорий прочности, в которых структура металла – главный носитель его физических и механических свойств – явно не фигурирует. Критерием прочности при статических нагрузках является предел текучести $\sigma_{0,2}$, так как для большинства деталей пластическая деформация недопустима. Методика расчёта этого параметра с помощью методов АМД рассмотрена нами в работе [1].

Целью настоящей работы явилось установление закономерностей влияния структуры сталей на их прочностные характеристики с помощью АМД-методов.

Полученные акустические изображения позволили рассчитать размеры отдельных зерен (d_3), оценить их форму, определить и среднее значение, и величину дисперсии. Именно эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. Эксперименты по расчёту d_3 с использованием подповерхностных акустических изображений показали, что для исследуемых сталей (ст.70, 06Х14Н8МД2Т и др.) такой параметр прочности как $\sigma_{0,2}$ подчиняется закону Холла-Петча: $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k\, d_з^{-1/2}$, где σ_0 и k – константы для данного материала (рис.1). Используя результаты стандартных расчётов значений $\sigma_{0,2}$, хотя бы для двух точек, применяли метод V(Z)-кривых, который позволил определить размер зерна материала по значениям скорости ПАВ [2]. На рис.2 представлены результаты исследований размера зерна в зависимости от величины скорости ПАВ (υ_R) в образцах. Разработанная методика обеспечивает экспрессный расчет d_3, который подтверждается данными акустической визуализации.

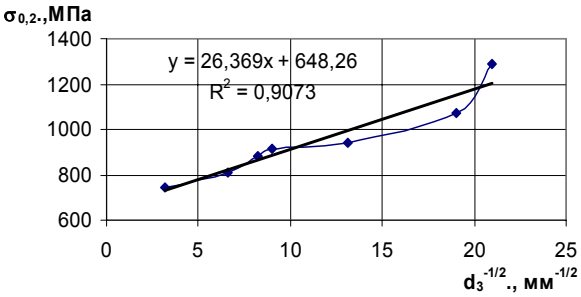


Рис.1. Измерение $\sigma_{0,2}$ от d_3 ст.18ХГТ.

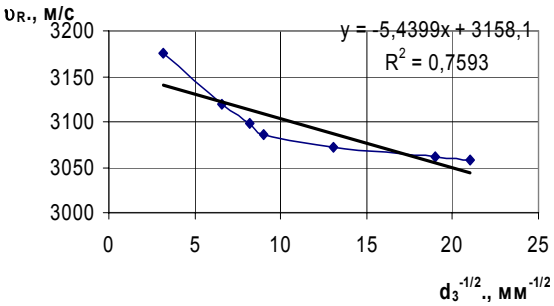


Рис.2. Изменение скорости υ_R от d_3 ст.18ХГТ.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. // “Материаловедение”, 2010 – 2 (155) – с.9-14.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // Сб. Трудов XX С.-Петерб. чт. по пробл. прочн., 2010, ч.1, с. 243-245.

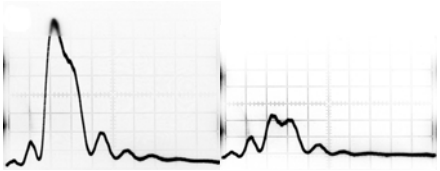
РАЗРАБОТКА АМД-МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР МАТЕРИАЛОВ И ИХ ПАРАМЕТРОВ СОСТОЯНИЯ

Кустов А.И., Мигель И.А.[1]

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

Проблема выявления и характеризации дефектов всегда актуальна. Успешному решению данной проблемы способствует разработка новых, дополнительных методов исследования, к которым следует отнести и АМД-методы. Выявление дефектов с их помощью связано с изменением акустического импеданса в области неоднородности свойств. *Целью* проведенной нами работы являлось наблюдение и анализ дефектной структуры материалов, определение значений их физико-механических параметров АМД - методами.

Методы АМД позволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн в твердотельных материалах [1]. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн и проч. [2]. На рис.1 представлена серия V(Z)-кривых, которая демонстрирует, что разработанная методика позволяет выявлять микротрещины шириной менее разрешающей способности прибора (САМ). В нашем случае этот параметр составлял 0,3 мкм. Как видно из рисунка, изменение высоты главного максимума может достигать 50-70%.



а) *б)*

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

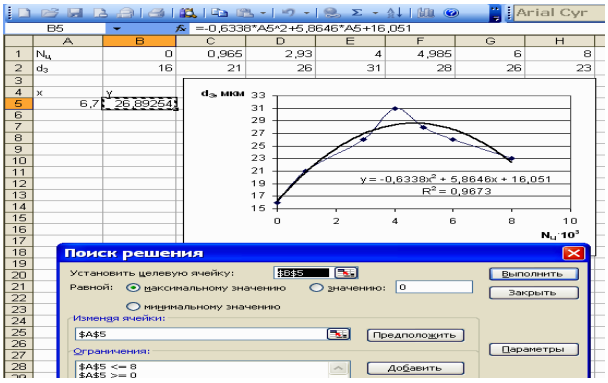


Рис.2. Поиск максимального d_3 стали 16ГС в зависимости от числа ($N_ц$) циклов нагрузки.

Образованию микротрещин предшествует состояние, которое ещё обратимо. Его выявление проводилось по величине дисперсии значений υ_R и $\Delta V/V\%$ акустических волн. Повышение величины дисперсии приближает материал к предельному состоянию (ПС). Важным параметром ПС являются экстремальные значения. Для ихнахождения используют анализ влияния числа циклов нагрузки на величину размера зерна и алгоритм его поиска с помощью информационных технологий (рис.2). Из рисунка видно, что изменение размера зерна может достигать 45-65%, при этом интервал числа циклов воздействия составляет ~ 4 – 5 тысяч.

1. Wilson R.G., Weglein R.D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 —3275.
2. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference “Strength and fracture of materials and constructions”, Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

ОСОБЕННОСТИ АТОМНО-ПРОСТРАНСТВЕННОГО СТРОЕНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Ивченко В.А.

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ivchenko@iep.uran.ru

В докладе представлены результаты оригинальных исследований дефектной структуры твердых тел после различных интенсивных внешних воздействий (радиационного, сильных пластических деформаций, механического сплавления), выполненные с помощью методов полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомных зондов полевого ионного микроскопа: времяпролетного (АЗПИМ) и томографического (ТАЗ). В результате взаимодействия потоков заряженных газовых ионов (E = 20 кэВ, интервал доз: 10^{13} – 10^{18} ион/см^2 и плотность тока от 100 до 340 мкА/см^2) с металлами и сплавами в имплантированных материалах возникает особая дефектная структура интерфейсов, характерная для радиационного облучения.

Микроструктурные особенности межфазных интерфейсов нанокристаллических компаундов $Cu_{80}Co_{20}$, полученных механическим сплавлением, исследовались с помощью АЗПИМ и ТАЗ.

Представлены результаты изучения интерфейсов наночастиц, образующихся в процессе совмещения различных структурных фазовых превращений при разработке материалов, используемых в специальном приборостроении в качестве слаботочных скользящих контактов. Ширина граничной области таких межфазных границ в сплавах, полученных на основе золотомедных упорядочивающихся твердых растворов путем легирования различными компонентами, соизмерима с шириной граничной области границ после классических термомеханических обработок.

Потенциальные возможности ПИМ позволяют исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и, в то же время, анализировать атомную структуру объекта в объеме путем управляемого последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца электрическим полем. АЗПИМ, представляющий собой масс-спектрометр предельного разрешения (одномерный), позволяет определять химическую природу отдельного атома поверхности посредством перемещения его изображения в зондирующее отверстие и последующего полевого испарения с помощью добавочного высоковольтного импульса. Таким образом, регистрируется химический состав отдельных кластеров или частиц выделившейся фазы, которые попадают в поле зрения микроскопа в процессе контролируемого удаления одного атомного слоя за другим. Привлечение ТАЗ для изучения строения дефектов обусловлено тем, что с его помощью можно не только различать атомы разных элементов в структуре материала (имеются в виду многофазные системы), но и реконструировать объект исследования в объеме (15x15xL нм^3) с атомно-пространственным разрешением.

Работа выполнена при поддержке Уральского отделения Российской академии наук (Программа ОФН РАН № 5 «Физика новых материалов и структур») и поддержана Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, № контракта П831.

ПОЛЕВАЯ ИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОПОР В ОБЛУЧЕННЫХ ГЦК-МЕТАЛЛАХ

Ивченко В.А., Медведева Е.В. , Ивченко М.В., Калинина Е.Г.

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ivchenko@iep.uran.ru

В настоящем докладе обсуждаются результаты модификации поверхности и приповерхностного объема чистых ГЦК-металлов после облучения заряженными частицами средних энергий (до 40 кэВ) в нанометровом диапазоне от поверхности. Экспериментально изучать возникающие при таких воздействиях структурные состояния позволяет метод полевой ионной микроскопии (ПИМ). С помощью ПИМ возможно непосредственно визуализировать и регистрировать атомно-чистую поверхность, анализировать объект исследования в приповерхностном объеме с пространственным разрешением атомов кристаллической решетки и таким образом определять полученные на поверхности и в приповерхностном объеме структурные изменения и новые, возникшие под влиянием радиационного облучения, различные состояния вещества.

Цель настоящей работы состояла в экспериментальном изучении (с атомно-пространственным разрешением) явления образования нанопор в ГЦК-металлах после взаимодействия их с заряженными пучками ионов Ar^+. В частности, предполагалось провести анализ распределения нанопор в приповерхностном объеме по размерам в зависимости от расстояния от облученной поверхности и флюенса облучения; определить оптимальные режимы облучения для получения наноструктурированных приповерхностных объемов в ионно-имплантированных металлах и сплавах.

В результате получены экспериментальные данные образования нанопор в атомно-пространственном масштабе, как на поверхности, так и в приповерхностном объеме ГЦК материалов в нанометровом диапазоне от облученной поверхности.

Определены режимы ионной имплантации, при которых начинается образование нанопор. Так для чистых металлов (Ir, Pt), нанопоры возникают при флюенсах 10^{17} – 10^{18} ион/см^2 в диапазоне энергий 20-30 кэВ, начиная с j=200 мкА/см^2.

В [1] для облученной Pt изучено распределение и объемная доля нанопор в приповерхностном объеме материала. В результате установлено, что до 40 % нанопор сосредоточено в приповерхностном слое толщиной 10 нм, в дальнейшем объемная доля нанопор уменьшалась по логарифмической зависимости.

Работа выполнена при поддержке Уральского отделения Российской академии наук (Программа ОФН РАН № 5 «Физика новых материалов и структур») и поддержана Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, № контракта П831.

1. В.А. Ивченко, Е.В. Медведева. Эффект формирования наносостояний в облученной ионами Pt // Изв. Вузов. Физика. 2009. № 8/2, с. 410-412.

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ТИТАНА

Белоус В.А., Носов Г.И., Леонов С.А., Хороших В.М., Толмачева Г.Н., Холомеев М.Г.

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

В последнее время в мире бурное развитие получило производство порошковых и пленочных материалов на основе диоксида титана. Интерес к этим материалам в большей мере обусловлен использованием их высокой фотокаталитической (ФК) активности, позволяющей производить безопасный и высокоэффективный способ разложения веществ и микроорганизмов до абсолютно безвредных компонентов под действием света (или ультрафиолета) в присутствии катализатора.

Покрытия на основе TiO_2 в данной работе получали вакуумно-дуговым методом. Облучение пленок проводили полиэнергетическими (15-60 кэВ) ионами хрома и молибдена. Представлены результаты измерения с помощью наноиндентора (Nanoindentor G200) твердости и модуля упругости пленок TiO_2 толщиною 1мкм, подвергнутых облучению ионами Cr^+ и Mo^+ при дозе ионного облучения $2 \cdot 10^{17}$ ион/см^2.

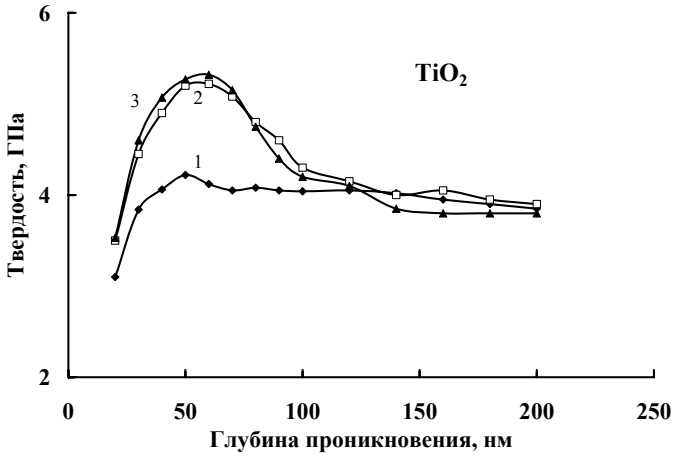


Рис. 1. Зависимость твердости пленок TiO_2 исходной (1) и после облучения пленок полиэнергетическими ионами Mo^+ (2) и Cr^+ (3) от глубины проникновения индентора.

Как видно из рисунка, максимальная твердость облученных ионами Mo^+ и Cr^+ пленок TiO_2 на 30…35 % выше твердости необлученной пленки TiO_2. В то же время модуль упругости исходной пленки составил 120 ГПа и после облучения ионами Mo^+ и Cr^+ возрос на 5…10%. Упрочнение пленок может быть объяснено торможением дислокаций, вызванных насыщением поверхности имплантированными атомами и радиационными дефектами, а также микродеформациями пленок вследствие микроискажений кристаллической решетки после внедрения атомов металлов.

Методом потенциометра были исследованы ФК свойства пленок. Показано, что пленки TiO_2, полученные при давлении кислорода 0,26 Па, обладали наилучшими ФК свойствами. Также было обнаружено улучшение ФК свойств пленок TiO_2 после облучения ионами Mo^+ и Cr^+. Пленки, полученные при давлении кислорода 0,26 Па, имели структуру анатаза, а состав конденсата был близок к стехиометрическому.

Полученные данные в совокупности с результатами измерения других физико-химических свойств позволят лучше понять природу наблюдаемого явления улучшения ФК свойств облученных ультрафиолетом пленок TiO_2 после ионного облучения.

ЭФФЕКТ АКУСТИЧЕСКОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ HASTELLOY

Бакай С.А., Волчок О.И., Горбатенко В.М.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина
serg.bakai@kipt.kharkov.ua

В контуре циркуляции топлива жидко-солевого реактора (Molten salt reactor) при превышении критического числа Рейнольдса движение жидкости становится турбулентным из-за чего возникают механические вибрационные колебания широкого частотного спектра. Основным материалом-кандидатом для контура такого реактора является никель-молибден-хромовый сплав (сплав Hastelloy). В связи с этим задачи настоящей работы предусматривали изучение совместного сочетания статического нагружения (растяжения) и высокочастотного (f~20кГц) механического нагружения на характер пластической деформации сплава Hastelloy.

Установлено, что при непосредственном ультразвуковом воздействии (УЗВ) т.е. без статического нагружения, в исследуемом сплаве усталостные процессы развиваются раньше, чем формируется структура с повышенной плотностью дислокаций. Это обусловлено динамическим характером нагружения при УЗВ, что приводит к локализации деформации и усталостному разрушению материала. В работе предложен методический прием осуществления УЗВ, реализующий упрочнение сплава Hastelloy при последующих испытаниях за счет размножения дислокаций.

При импульсном включении вибрационного высокочастотного нагружения в процессе растяжения сплава имел место эффект снижения деформирующих усилий (эффект акустического разупрочнения), обусловленный снижением потенциальных барьеров для движения дислокаций. Показано, что величина эффекта (ΔP) определяется уровнями вибрационной (амплитуда колебаний) и статической нагрузок. По мере роста статической составляющей эффект акустического разупрочнения возрастает, а на разных стадиях деформации растяжением имеет немонотонный характер (рис.).

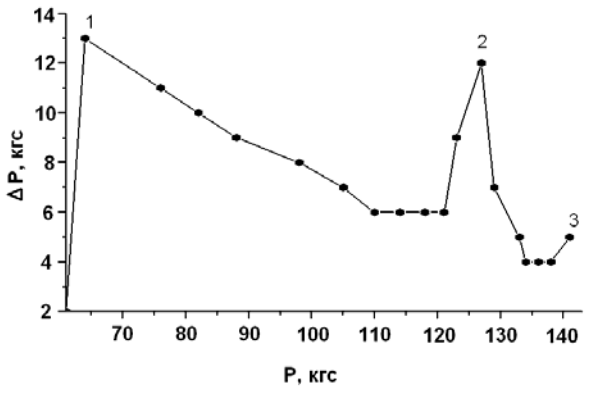


Рис. Характер изменения величины эффекта акустического разупрочнения от уровня статической нагрузки на разных стадиях деформации сплава Hastelloy (точки на кривой соответствуют моментам включения ультразвуковых им-пульсов).

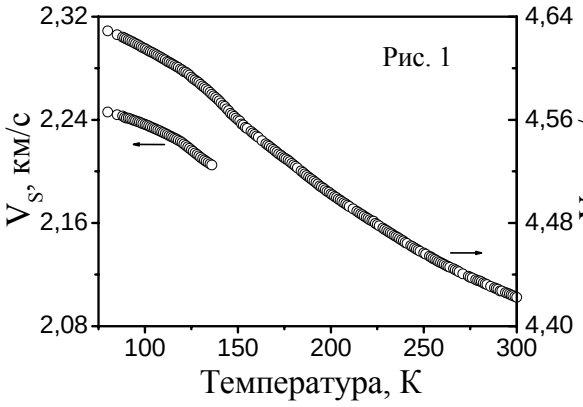
Основываясь на экспериментальных данных, в работе рассмотрены модельные представления о процессах микропластической деформации при статическом нагружении материала в ультразвуковом поле. Предложено аналитическое выражение для изменения плотности дислокаций от уровня статической составляющей напряжения, а также амплитуды ультразвуковых колебаний и времени УЗВ.

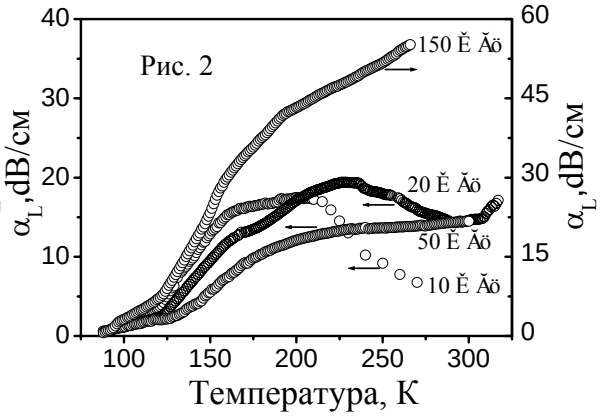
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА Zr–Ti–Cu–Ni–Al

Бакай С.А.,Булатов А.С.,Долженко В.Ф.,Клочко В.С.,Корниец А.В.,Фатеев М.П.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины. Харьков, Украина,
bulatov@kipt.kharkov.ua

В докладе представлены результаты исследований температурной зависимости (78–300 К) скорости распространения (V_L и V_S) и коэффициента поглощения (α_L) продольного (L) и поперечного (S) ультразвука на частотах 10, 20, 50, 150 МГц в объемном металлическом стекле $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ (ат.%). Образец диаметром 3 и длиной 5 мм получен отливкой в медной изложнице в атмосфере чистого аргона [1]. Согласно оценке [2], величина среднего размера кластеров ~10 нм при этом плотность их границ ~10^6 см$^{-1}$. Ультразвуковые измерения проводились импульсным методом с двумя пьезопреобразователями из $LiNbO_3$ на нагреве со скоростью нагрева 50 К/ч и с температурным шагом 1 К. Аморфное состояние исследуемого материала определялось методом рентгеновской дифракто-метрии. На рис. 1 представлены температурные зависимости $V_L(T)$ и $V_S(T)$ плоско-поляризованного ультразвука частотой 50 МГц, а рис. 2 дает представление о температурной зависимости $\alpha_L(T)$ (за вычетом фона) при частотах 10, 20, 50, 150 МГц. По экспериментальным данным $V_L(T)$ и $V_S(T)$ и измеренному значению плотности (ρ=6,71 г/см^3) определены упругие модули Юнга (E), сдвига (G), моду-ля всестороннего сжатия (K), используя известное соотношение [3].





Отмечается повышенное значения отношение K/G =2.9 по сравнению с величиной для стандартного изотропного твердого тела Коши (K/G =1,7). Анализ температурной зависимости коэффициента поглощения представлен в рамках поликластерной модели [4].

1. J. Eckert, A.Reger-Leonard, B.Weiss, M. Heilmaier. Mat. Sci. Eng. A301 (2001), 1.
2. A.S.Bakai, S.A.Bakai, J. Eckert, I.M.Neklyudov, V.I.Savchenko. J. of Non-Cristaline Sol. 353 (2007) 3754.
3. Л.Д.Ландау, Е.М.Лифшиц. Теория упругости. М.. Наука, (1965) 131.
4. А.С.Бакай. Поликластерные аморфные тела. М..Энергоатомиздат, 1987.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ ПРИ БКД НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТ1-0

Замлер Е.Г., Лазарева М.Б., Оковит В.С., Хаймович П.А.

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

Пластическое деформирование титана в условиях глубокого охлаждения влечет за собой существенное изменение как его структуры, так и физико-механических свойств. При этом в первую очередь представляют интерес такие способы, когда деформируемый материал находится в условиях всестороннего сжатия, препятствующего появлению микронесплошностей, позволяющего достичь в металле высокой дисперсности структуры. Так, барокриодеформирование (БКД) квазигидроэкструзией титана ВТ1-0 при 77 К позволило почти в полтора раза повысить его механические характеристики почти без потери пластичности, фрагментация структуры оказалась существенно выше уровня, как достигаемого известными методами ИПД при комнатной температуре, так и тех величин, которые обеспечивает деформирование в условиях глубокого охлаждения, но методами, не обеспечивающими при деформировании условий всестороннего сжатия деформируемого объекта [1-3].

Применение в последние годы общего случая БКД, т.е. низкотемпературного квазигидроэкструдирования с противодавлением, уровень которого может задаваться, обнаружило возможность получения на некоторых материалах, в частности, на нержавеющих сталях, такого уровня упрочнения, не сопровождающегося появлением склонности к хрупкому разрушению, которое при обычном (частном) случае БКД квазигидроэкструдированием (то есть без приложения противодавления) достигать не удавалось[4].

В настоящем сообщении полученные ранее данные по влиянию частного случая БКД на механические свойства ВТ1-0 сопоставлены с результатами, полученными в случае реализации общего случая БКД квазигидроэкструзией при двух уровнях прилагаемого противодавления ~ 4–кбар и ~ 6 кбар. Исследовано, как при этом меняются не только механические свойства, но и электросопротивление, термоустойчивость получаемых свойств, уделено внимание особенностям осуществления БКД квазигидроэкструдированием с приложением противодавления.

1. Хаймович П.А. Барокриодеформирование металлических материалов. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». 12 - 14 марта 2008 года, Оренбург, т.1, с.33-39.
2. Е.Табачникова, А.Подольский, С.Смирнов, М.Бидыло, В.Бенгус,В.Нацик, М.Тихоновский, П.Хаймович, И.Борисова, Н.Даниленко, С.Фирстов, И.Александров, Р.Валиев. Механические свойства наноструктурного TiGRADE 2, полученного разными способами интенсивной пластической деформации. Материалы 10-й Международной конференции «Высокие давления – 2008», 16-20 сентября 2008 г., Судак, с.102.
3. Е.Г.Замлер, П.А.Хаймович. Барокриодеформирование титана. Междунар. конференция «Физика низких температур». 2010 г., 7-11 июня, Харьков.
4. Хаймович П.А. Достижение высокопрочного состояния металла малыми пластическими деформациями. XLVI Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 15-17 октября 2007., с.46-47.

РАЗВИТИЕ РАЗРУШЕНИЯ SIC-КЕРАМИК ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

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

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

Для определения статической прочности керамики использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. С помощью оптической, электронной микроскопии и метода малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что данные материалы содержат три фракции пор [1]. В предположении сферичности пор характерные размеры составляют: для крупных пор от 10 до сотен микрометров; для средних пор – 0.5 – 10 мкм, для нанопор – 0.04–0.2 мкм. Для каждой фракции пор построено распределение по размерам и определена доля в интегральной пористости.

Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба. Статическая прочность – разрывное напряжение σ_S рассчитывалось по известным формулам.

При статическом нагружении наблюдается локализованное разрушение, которое происходит за счет образования и развития одной (или немногих) трещин. Предполагается, что в таком случае необходимо учитывать не средние, как при динамическом нагружении [2], а локальные значения параметров поровых ансамблей. Исходя из реальной структуры порового ансамбля в керамике, предложена конфигурация, состоящая из пор трех фракций, которая может обеспечить повышенный уровень перенапряжений (достаточный для начала разрушения). В первом приближении данная конфигурация представляет собой линейную последовательность, состоящую из крупной и средней пор, между которыми располагаются нанопоры. Была сделана оценка вероятностей такого расположения пор, проведенная на основе экспериментальных данных.

С помощью метода конечных элементов проведен расчет полей напряжений в данной линейной модели поровой структуры. Установлено, что коэффициент перенапряжений q (для всех исследованных образцов) на поверхности нанопоры, расположенной между крупной и средней порами, может достигать значения ≈ 20. Это означает, что напряжения в этой области становятся близкими к теоретической прочности σ_{th}. Можно предположить, что произойдет разрыв перемычки между нанопорой и средней порой.

Дальнейший расчет показал, что последовательное разрушение межпоровых перемычек приводит к образованию дефектов, в вершине которых коэффициент перенапряжений последовательно возрастает, достигая величины, достаточной для дальнейшего самопроизвольного разрушения материала.

Проведено сопоставление полей напряжений в плоскости и объеме.

Предложена аналитическая методика расчета локальных перенапряжений, позволяющая связать статическую прочность материала с локальными параметрами пористости.

Высказано предположение о роли пор различных фракций в разрушении.

1. V.I. Betekhtin, A.I. Slutsker, A.B. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan Porosity of Silicon Carbide Ceramic. Science of Sintering, r. 34, 2002, 143-156.
2. А.И. Слуцкер, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, Е.Е. Дамаскинская, А.Б. Синани Локальные разрушающие напряжение в нагружаемой микропористой SiC-керамике. Известия РАН. Серия физическая. 2009, том 73, № 10, с. 1496-1502.

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ НАНОКОПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

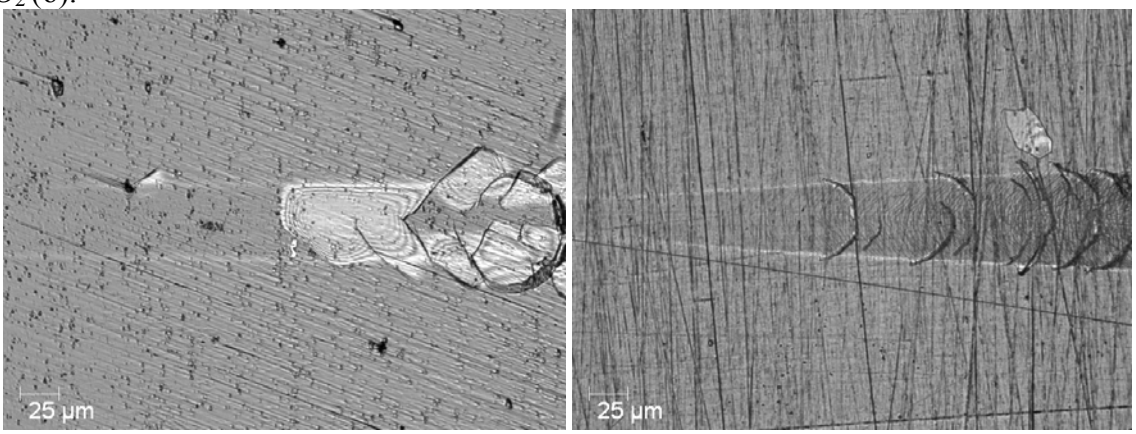
Береснев В.М.[1], Турбин П.В.[2], Ковалева М.Г.[3], Колесников Д.А.[3], Маликов Л.В.[2], Фурсова Е.В.[2], Грудницкий В.В.[1]

[1]*Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина,* quopt@ukr.net
[2]*Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, Харьков, Украина*
[3]*Белгородский государственный университет, Центр коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов», Белгород, Россия*

В настоящее время вопросы адгезионной прочности нанокомпозитных покрытий, сформированных на основе тугоплавких соединений металлов переходной группы, практически не изучены. Данная работа посвящена исследованию адгезионной прочности нанокомпозитных покрытий Al_2O_3 и ZrO_2, нанесенных ионно-плазменными методами на металлические подложки. Физико-технологические параметры осаждения этих покрытий приведены в таблице:

Покрытия	Очистка (индукцион. разряд)					Осаждение				
	P, Па	P_m, Вт	U, В	$I_{см}$, мА	τ. мин	P_{Ar}, Па	Q (кисл), $см^3$/ мин	$P_{общ}$, Па	U, В	I, А
Al_2O_3	0,07	500	300	2,5	20	0,066	24	0,07	650	7,7
ZrO_2	0,07	500	300	2,4	20	0,066	43	0,083	520	9,0

Для определения адгезионной прочности и исследования механизма разрушения использовался скретч-тестер РЕВЕТЕСТ (CSM Instruments). Ниже приведены фотографии царапин, полученных на образцах нанокомпозитных покрытий Al_2O_3 (а) и ZrO_2 (б).



а) *б*)

Видно, что у этих покрытий механизмы разрушения различны. Первые трещины появляются при нагрузках 6,19Н для Al_2O_3 и 2,95Н для ZrO_2. Образование первых сколов и участков отслаивания покрытия наблюдалось при нагрузках 10,83Н для Al_2O_3 и 11,46Н для ZrO_2, а пластическое истирание покрытия до подложки отмечалось при нагрузках 16,65Н для Al_2O_3 и 36,78Н для ZrO_2. При этом коэффициент трения покрытия Al_2O_3 практически не изменялся и имел значение 0,07, в то время как у покрытия ZrO_2 он резко увеличивается в момент появления первых трещин от 0,07 до 0,26 в момент истирания до подложки.

Таким образом, покрытия при царапании истираются, но не отслаиваются, т.е. разрушаются по когезионному механизму, связанному с пластической деформацией и образованием усталостных трещин в материале покрытий.

ДЕФОРМАЦИОННАЯ АНИЗОТРОПИЯ И СТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Бакиров Ж.Т.*, Пазылов Ш.Т., Оморов Н.А.*****

**Кыргызский государственный университет строительства, транспорта и архитектуры, г. Бишкек, Кыргызстан*
***Кыргызско-Российский Славянский университет, г. Бишкек, Кыргызстан*
****Жалал-Абатский государственный университет, г. Жала-Абат, Кыргызстан*
rudaev36@mail.ru

Рассматривается задача изучения влияния исходной деформационной анизотропии на сверхпластичность промышленного алюминиевого сплава 1561. В широком температурно-скоростном диапазоне исследовались образцы гагаринского типа, изготовленные из листа сплава 1561, толщиной 10 мм, полученного продольной прокаткой по стандартной технологии.

В процессе проведения эксперимента было обнаружено, что первоначально кругового сечения образцы принимают эллипсоидальную форму. При этом большая и малая полуоси эллипса заметно отличались друг от друга. Подобное поведение находит объяснение во влиянии начальной деформационной анизотропии на изменение формы поперечного сечения.

Для количественной оценки отмеченного явления вводится показатель анизотропности, равный отношению большей оси к меньшей. В процессе опытов изучалось поведение указанного показателя анизотропности от температуры, степени и скорости деформации.

Установлено, что существуют температурно-скоростные диапазоны, в которых показатель анизотропии стремится к единице. Полученные интервалы практически совпадают с соответствующими режимами, свойственными сверхпластичности деформированного сплава 1561.

Параллельно механическим экспериментам изучалось структурное состояние образцов в меняющихся температурно-скоростных условиях. Показано, что можно установить корреляцию между результатами металлографического исследования и показателем анизотропности. В частности, уменьшение в сторону единицы этой величины подтверждается формированием ультрамелкозернистой равноосной структуры. Таким образом, создается структурная ситуация для реализации механизма зернограничного проскальзывания со сменой соседей зерен, характерная для сверхпластичности.

Становится очевидным, что в текстурированных образцах в режимах сверхпластичности происходит практическое исчезновение начальной деформационной анизотропии за счет происходящего при нагреве и деформации структурного фазового перехода – динамической рекристаллизации.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Pd–10%Au

Псарук И.А.[1], Табачникова Е.Д.[1], Подольский А.В.[1], Смирнов С.Н.[1], Иванисенко Ю.Г.[2]

[1]*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, Украина*
psaruk@gmail.com
[2]*Institut für Nanotechnologie, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Germany*

Низкотемпературные механические свойства поликристаллических материалов в нанокристаллическом (НК) состоянии со средним размером зерен меньших 100 нм в настоящее время являются предметом активного изучения [1,2]. В данной работе впервые в области умеренно низких и криогенных температур подробно изучены механические свойства объемного НК сплава Pd-10%Au со средним размером зерен 15 нм, полученного методом испарения из расплава и конденсацией в инертном газе с последующим компактированием под давлением [3].

Образцы в виде прямоугольных призм с размерами 1,5×1×1 мм деформировались на жесткой деформационной машине одноосным сжатием с постоянной скоростью $\approx 2{,}14\cdot10^{-4}$ c^{-1} в интервале температур от 300 К до 4,2 К до потери механической устойчивости или образования трещин. Из экспериментальных кривых «напряжение – пластическая деформация» определяли условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, максимальное достигнутое напряжение σ_{max} и соответствующую ему пластическую деформацию ε_{max}. В ходе деформирования измерялись скоростная чувствительность и релаксация деформирующего напряжения.

Проведено сравнение характеристик прочности и пластичности сплава для НК и крупнозернистого состояний. Показано, что переход от крупнозернистого состояния сплава со средним размером зерен 10 мкм к НК состоянию увеличивает его механические характеристики в 4–5 раз во всем интервале температур. Для НК состояния установлены следующие закономерности.

1) При понижении температуры от 300 К до 77 К наблюдается рост предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 0,96 ГПа до 2,15 ГПа и уменьшение значения ε_{max} от 17 % до 10%. Образцы разрушались, как правило, на несколько частей вследствие образования трещины вдоль оси нагружения.

2) При температурах меньших 30 К зарегистрирован переход от плавного пластического течения к скачкообразному.

3) При температуре 4,2 К макроскопическая пластическая деформация не наблюдается, образцы разрушаются на множество мелких частиц.

На основе экспериментальных результатов, полученных для НК состояния, проведен термоактивационный анализ и обсуждены возможные механизмы, контролирующие процесс низкотемпературной пластической деформации.

1. Табачникова Е.Д., Подольский А.В., Бенгус В.З., Смирнов С.Н., Бидыло М.И., Ли Х., Лиао П.К., Чах К., Мишкуф Й. *Металлофиз. новейшие технолог.*, 30, №5: 695 (2008).
2. Tabachnikova E.D., Podolskiy A.V. Liaw P.K., et al., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41: 848 (2010).
3. Yu. Ivanisenko, W. Skrotzki, R. Chulist, T. Lippmann, K. Yang, L. Kurmanaeva, H.-J. Fecht. *J.Matter. Sci*., 45: 4571 (2010).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ

Дмитрук М.И., Жога Л.В.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, г. Волгоград, Россия,
levjog@mail.ru

В поликристаллической сегнетокерамике при приложении внешнего электрического поля, за счёт обратного пьезоэффекта и электрострикции, возникает разность деформаций матрицы и кристаллита, и появляются внутренние механические напряжения в кристаллите, которые либо релаксируют, за счет движения доменных и межфазных границ, либо способствуют появлению микротрещин на границах 90°-ных доменных стенок, приводящих к пробою. Причем такие перестроения структуры можно обнаружить по появлению импульсов токов утечки. Возможность описать с их помощью временные эффекты при разрушении в электрическом поле, на наш взгляд, может свидетельствовать о ведущей роли механического разрушения сегнетокерамики в электрическом поле. Образцы керамики состава ЦТС, ∅20 и толщиной h = 1 мм, изготавливались по стандартной технологии. Механическая нагрузка создавалась методом осесимметричного изгиба. Испытания проходили в силиконовом масле. Температура испытания 300 К. Измерения долговечности при различных значениях механических напряжений и напряженности электрического поля проводились и для поляризованных образцов, поэтому направление поля совпадало или было противоположно вектору остаточной поляризации. Для измерения тока утечки в изогнутом образце сегнетокерамики использовалась модернизированная схема Мерца. Последовательно с образцом включено омическое сопротивление $R_и$=1 кОм, напряжение $V(t)$ на котором пропорционально току через образец и через интерфейс RS-232 записывалось на компьютере. Величина балластного сопротивления $R_б$ = 30 МОм. Высокое напряжение на образце контролировалось вольтметром типа С96. Обнаружено появление в зависимости $V(t)$ достаточно длительных участков регулярного во времени поведения характеристики и участков хаотических всплесков и скачков, которые появляются при выдержке под постоянной нагрузкой и их вид зависит от нагрузки и от взаимного направления остаточной поляризации и внешнего электрического поля. Для анализа результатов использован подход, заключающийся в придании информационной значимости корреляционным взаимосвязям, которые реализуются в последовательностях нерегулярностей сигнала – всплесках, скачках, как носителях информации об изменениях, происходящих на каждом пространственно-временном уровне иерархической организации исследуемых образцов под нагрузкой [1]. Для классификации информации, заключенной в корреляционной функции анализировали динамику изменения спектра мощности и разностного момента второго порядка. В качестве меры их изменения рассчитывался параметр нестационарности (ПН) и всплески ПН могут рассматриваться как прогнозный признак, который характеризует структурные перестройки в образце. Показано, что максимальное значение ПН предшествует моменту разрушения образца.

1. Тимашев С.Ф. Фликкер-шумовая спектроскопия: информация в хаотических сигналах., М.: Физматлит, 2007. 248с.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА

Иванов М.Б., Пенкин А.В., Нечаенко Д.А., Колобов Ю.Р.

НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета, г. Белгород, Россия
Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru

Проведены исследования структуры и механических свойств наноструктурного (НС) титана марки ВТ1-0 серийной поставки, полученного по технологии, сочетающей поперечно-винтовую и продольную прокатки, в сравнении со свойствами промышленных титановых сплавов ВТ6 и ВТ16, а также сплавом ВТ1-0 в крупнозернистом состоянии.

Установлено, что наноструктурное состояние нелегированного титана марки ВТ1-0 с преимущественно зеренной структурой (долей большеугловых границ зерен 75 % и более) характеризуется существенно большей пластичностью при испытаниях на кручение как гладких цилиндрических образцов, так и резьбовых конструкций (винтов для остеосинтеза) по сравнению с соответствующей для легированных титановых сплавов с эквивалентной прочностью.

Впервые обнаружен автоволновой процесс развития пластической деформации при кручении наноструктурного титана, нехарактерный для крупнозернистого материала, титана в сильнодеформированном состоянии, а также для сплавов титана. Установлены эмпирические критерии самоорганизации деформации кручением НС титана с формированием узкой волны пластической деформации. Обсуждается природа уникального эффекта.

Установлено, что формирование наноструктурного состояния в титане не приводит к катастрофическому увеличению чувствительности к концентратору напряжений в условиях циклического нагружения. Полученное значение величины чувствительности к концентратору напряжений при усталостных испытаниях на кручение с изгибом является типичным для крупнозернистых титановых сплавов и титана марки ВТ1-0 в частично рекристаллизованном состоянии.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что твердорастворное упрочнение титана за счет легирующих элементов (реализованное в сплавах ВТ6, ВТ16 и других) по изменению большинства показателей механических свойств при комнатной температуре (прочность и пластичность, ограниченный предел выносливости и чувствительность к концентратору напряжений в условиях циклического нагружения) эквивалентно зернограничному упрочнению, реализуемому путем создания наноструктуры в нелегированном титане. Предполагается, что уменьшение размера зерен до наномасштабного уровня уже при комнатной температуре приводит к появлению высокотемпературных механизмов деформации, что обеспечивает улучшенные характеристики пластичности наноструктурных металлов, кроме того, приводит к реализации уникального эффекта автоволнового процесса пластической деформации кручением.

Работа проводилась в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., а также проекта аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» с использованием аналитического оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» БелГУ.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЙОДИДНОГО ТИТАНА

Нечаенко Д.А., Иванов М.Б., Манохин С.С.

НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета, г. Белгород, Россия, nechaenko@bsu.edu.ru

Титановые сплавы относятся к материалам, в которых дисперсное и дисперсионное упрочнение практически не реализовано, что связано с высокой химической активностью самого титана. Элементы, традиционно используемые в металлургии с целью формирования дисперсных частиц в металлических материалах (углерод и азот) в большинстве случаев в материаловедении титана считаются вредными, в том числе по принципу снижения вероятности появления неметаллических включений в изделиях ответственного назначения.

Одним из ярких примеров положительного влияния углерода на формирование комплекса свойств титана является полученный методами интенсивной пластической деформации наноструктурированный сплав ВТ1-0 (технически чистый титан). Создаваемая пластической деформацией структура в этом сплаве сохраняется в процессе термических обработок благодаря снижению подвижности границ зерен дисперсной фазой, природа которой выясняется в настоящее время, однако большинство исследований указывают на карбид титана.

Полного растворения карбидов в титане при концентрации углерода до 0,1 % вес. удается добиться только отжигом при температуре выше полиморфного превращения (ТПП). При замедленном охлаждении до температуры на несколько десятков градусов ниже ТПП происходит выделение дисперсной карбидной фазы с пластинчатой морфологией. Методами спектроскопии характеристических потерь энергии электронов показано, что элементный состав частиц представлен только титаном и углеродом. Данные высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии указывают на существование ГЦК подрешетки титана в карбидах, при этом для частиц и матрицы выполняется ориентационное соотношение Нишиямы-Вассермана (011)ГЦК || (2110)ГПУ, известное для сплавов на основе титана как соотношение Блэкбёрна.

Возможность упрочнения титана, за счет дисперсной карбидной фазы, было исследовано с помощью измерения микротвердости на микротвердомере Affri DM-8 с индентором по Виккерсу при нагрузке 100г. В качестве материала для исследований использовался йодидный титан, легированный углеродом на 0,1 % вес., образцы которого были подвергнуты закалке с температуры выше ТПП и последующим низкотемпературным отжигам в диапазоне температур 100–600 ^{0}С. В результате установлено, что при отжиге в диапазоне температур 200–400 ^{0}С наблюдается значительный рост микротвердости, по сравнению с закаленным состоянием. Так микротвердость йодидного титана, легированного углеродом после отжига 300 ^{0}С в течение 1 часа, в 1,5 раза выше по сравнению с закаленным состоянием и в 2 раза выше по сравнению с чистым йодидным титаном. Аналогичное исследование также было проведено на основе титанового сплава ВТ1-0, легированного углеродом на 0,1 % вес. В результате показано повышение микротвердости на уровне 30% по сравнению с ВТ1-0 в исходном состоянии.

Таким образом, увеличение микротвердости можно объяснить дисперсным упрочнением, связанным с частицами карбида титана, образующимися при старении закаленного титана, легированного углеродом. При дальнейшем увеличении температуры отжига, наблюдается значительный рост дисперсных карбидов и уменьшение микротвердости.

Работа проводилась при финансовой поддержке ГК №14.740.11.0705 с использованием аналитического оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» БелГУ.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe–Al

Мельчаков М. А., Скворцов А. И.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия
miki23-43@yandex.ru

Подробно демпфирующая способность сплавов Fe–Al (до 12 %Al) была изучена в работах [1, 2]. В этих работах было показано, что максимум демпфирующей способности находится при содержании Al = 4–6 %.

Некоторые закономерности изменения свойств, в том числе, демпфирующей способности и структуры сплавов Fe при термомагнитной обработке (ТМагО) изложены в работе [3].

Исследовали сплавы Fe–4%Al и Fe–6%Al методами амплитудозависимого внутреннего трения, изучения зеренной структуры, рентгеноструктурного анализа. Сплавы отжигали при температурах 1000 и 1200 °С, а затем подвергали термомагнитной обработке при температурах в интервале 450–800 °С.

Из таблицы видна общая тенденция снижения максимума логарифмического декремента δ_m на его амплитудной зависимости, обусловленного, в основном, магнитомеханическим затуханием, для обоих сплавов Fe–Al при повышении температуры ТМагО в интервале 450–800 °С. Превышение точки Кюри (ТМагО при 800 °С) не сказывается на этой тенденции.

Эффект усиления магнитомеханического затухания при ТМагО имеет место в крупнозернистом сплаве Fe–6%Al. Он соответствует температуре ТМагО 450 °С. При этом достигается самая высокая для этих сплавов демпфирующая способность.

Термомагнитная обработка при 450 °С предварительно отожженных при 1000 °С сплавов не изменяет в пределах погрешности эксперимента период решетки.

Таблица. Влияние температуры термомагнитной обработки на максимум логарифмического декремента на его амплитудной зависимости δ_m сплавов Fe–Al (*d* – средний диаметр зерна)

Сплав	Температура отжига,°С	*d*, мм	δ_m			
			исходн.	после ТМагО при температурах,°С		
				450	690	800
Fe–4%Al	1000	0,17	0,44	0,44	0,19	0,16
	1200	1,05	0,30	0,32	0,16	0,11
Fe–6%Al	1000	0,12	0,43	0,36	0,25	0,20
	1200	0,99	0,40	0,48	0,36	0,26

Эффект термомагнитной обработки сплавов Fe–Al зависит от состава сплава, температур предварительного отжига и термомагнитной обработки.

1. Удовенко В. А., Тишаев С. И., Чудаков И. Б. Магнитная доменная структура и демпфирование в сплавах системы Fe–Al // Доклады Академии наук. Техническая физика. 1993. Т. 329, № 5. С. 585–588.
2. Удовенко В. А., Тишаев С. И., Чудаков И. Б. Особенности структуры и свойств сплавов высокого демпфирования на основе α-железа // Металлы. 1994. № 1. С. 98–105.
3. Скворцов А. И., Скворцов А. А. Влияние термомагнитной обработки на демпфирующие свойства магнитомягких сплавов железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 10. С. 14–19.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Пашинская Е.Г

[*]Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина
e-mail: pashinska@mail.ru

Задача получения нанокристаллических и ультрамелкозернистых материалов привела к активному развитию методов деформационной обработки, построенных на использовании комбинированного нагружения под действием нескольких сил (сжатие с кручением, сжатие с простым сдвигом, всесторонняя ковка, прокатка со сдвигом и др.) Развитие представлений о природе формирования свойств металлических материалов в процессе комбинированно нагружения представляет не только научный, но и практический интерес, поскольку открывает возможности для оптимизации существующих и создания новых научно обоснованных технологических процессов получения материалов с заданным комплексом свойств. Однако, дальнейшее развитие сдерживается тем, что в настоящее время остается дискуссионным вопрос о физической природе механизмов, приводящих металлы в состояние высоких прочности и пластичности одновременно.

В работе исследовалась физическая природа механизмов формирования структуры и комплекса механических характеристик металлических материалов подвергнутых комбинированной деформации со сдвигом (КПДС). Рассмотрены структурные изменения в металлах при КПДС в сравнении с традиционными видами пластического формоизменения. Показано, что особенности структурообразования связаны со схемой нагружения. Отличительной особенностью КПДС является формирование значительного количества вакансий, определяющих особенности протекания внутризеренного скольжения, диффузионного массопереноса и зернограничного проскальзывания.

Зафиксировано, что процесс структурообразования определяется конкурентным развитием фрагментации и эффективных релаксационных процессов, благодаря чему в условиях КПДС формируется ультрамелкозернистая структура смешанного типа, характеризующаяся наличием областей с мелкими равноосными и вытянутыми фрагментированными зернами. Установлено, что мелкие равноосные зерна характеризовались малой плотностью дефектов в теле зерна и высокоугловыми границами. Фрагментированные зерна имели высокую плотность дефектов. Структура смешанного типа позволила получить высокий уровень пластических характеристик металлических материалов с ОЦК и ГЦК кристаллическими решетками при значительном уровне прочностных свойств. Показано, что релаксационные процессы играют определяющую роль при формировании дефектных структур в области больших степеней пластической деформации при КПДС.

ВАКАНСИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Метлов Л.С.

Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина,
lsmet@fti.dn.ua

В 1975 г. Френкель Я.И. выдвинул гипотезу, что жидкое состояние можно рассматривать как твердотельное с высокой концентрацией порядка 10-15% вакансий [1]. В то же время, теоретического воплощения этой идеи для описания кинетики плавления твердых тел, как скачкообразного фазового перехода первого рода предложено не было. Для решения проблемы внутренняя энергия U, входящая в выражение функция распределения вероятности состояний для твердого тела с n вакансиями

$$f(n) = C\frac{(N+n)!}{N!n!}\exp\left(-\frac{U(n)}{k_B T}\right), \tag{1}$$

рассматривается в многомодовом полиноминальном представлении

$$U = U_0 + u_0 n - \frac{1}{2}u_1 n^2 + \frac{1}{3}u_2 n^3 - \dots . \tag{2}$$

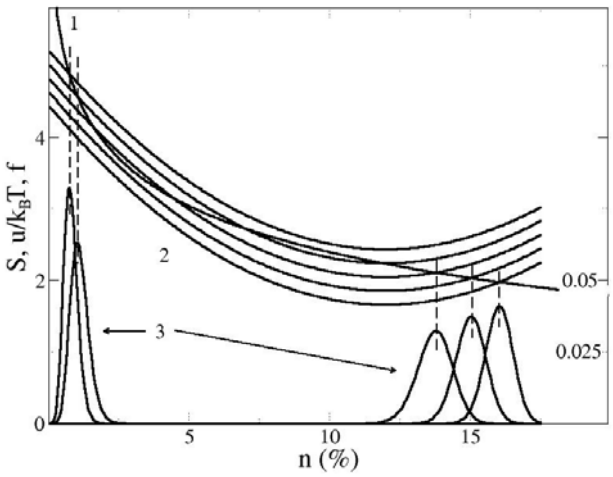
Экстремумы $f(n)$ находятся из решения трансцендентного уравнения [2]

$$\sum_{k=1}^{N+n}\frac{1}{k} - \sum_{k=1}^{n}\frac{1}{k} - \frac{u}{k_B T} = 0, \tag{3}$$

где N – число атомов в системе, k_B – постоянная Больцмана, T – температура, $u = \partial U/$

– энергия или химический потенциал вакансии. Для некоторых параметров модели решение уравнения (3) представлено на рисунке как пересечение фундаментальной кривой S (первые два слагаемые в (3)) и материальной кривой (последнее слагаемое в (3)).

При больших u_0 материальная и фундаментальная кривые пересекается в области низкой концентрации вакансий (верхняя кривая). При меньших u_0 (или при более высоких температурах) уравнение (3) имеет три решения. Два максимума функции $f(n)$ разделены минимумом. Левый максимум в области низкой концентрации соответствует твердотельному состоянию (решение Френкеля), а правый максимум в области высокой концентрации вакансий является новым решением, и соответствует жидкому состоянию. В этом случае твердотельное и жидкое состояния находятся в равновесии.



При еще меньшем u_0 (или при еще более высокой температуре) уравнение (3) снова будет иметь одно решение, что соответствует полному переходу системы в жидкое состояние (нижняя кривая). Кинетику перехода можно описать в рамках эволюционной неравновесной термодинамики [2].

1. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. Л.: Наука, 1975. – 592 с.
2. Metlov L.S., cond-mat.stat-mach/1008.2027v1.

ДВУХУРОВНЕВАЯ КИНЕТИКА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ С УЧЕТОМ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

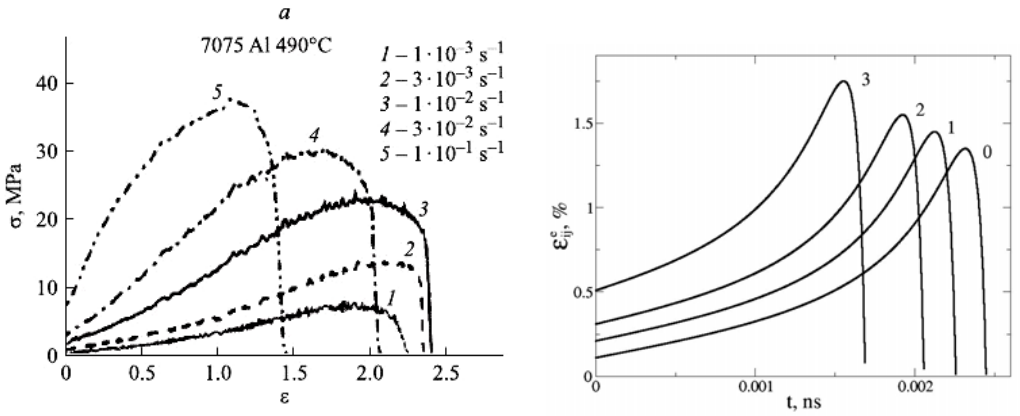
Метлов Л.С., Мышляев М.М.

[1]*Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина*
[2]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

Характерным для сверхпластичности (СП) является то, что кинетические кривые содержат, как стадию упрочнения, так и стадию разупрочнения (рис. 1*а*) [1]. Моделирование процесса в рамках неравновесной эволюционной термодинамики (НЭТ) [2] базируется на рассмотрении в качестве основного механизма СП проскальзывания по границам зерен с участием зернограничных дислокаций (ЗГД). Вначале эти дислокации тормозятся на лесе ЗГД, что приводит к стадии упрочнения сверхпластического материала, затем при высокой плотности ЗГД происходит «плавление» границ зерен (стадия разупрочнения). Закон упрочнения на «дислокационном» уровне принимается в виде

$$\varepsilon^e = \varepsilon_0^e + Ah_{gD} - Bh_{gD}^2 + A_V V_\varepsilon , \qquad (1)$$

где ε^e – упругие деформации, ε_0^e – предельное значение упругой деформации при отсутствии зернограничных дислокаций, h_{gD} – плотность ЗГД, V_ε – скорость деформации, A, B, A_V – соответствующие коэффициенты. Первые два слагаемые – это модифицированное соотношение Тейлора обобщенное на ЗГД. В силу двухмерности границы зерна меняется степень вклада ЗГД в соотношение Тейлора по сравнению с объемным случаем. Третье слагаемое характеризует ослабление упругих деформаций при большой плотности ЗГД, вследствие локального плавления границ зерен. И последнее слагаемое моделирует зависимость упругих деформаций (инерцию процесса) в зависимости от скорости деформирования.



а *б*

Рис. 1. Экспериментальные [1] и теоретические кривые упрочнения-разупрочнения

Закон упрочнения на уровне «границ зерен» рассчитывается в рамках НЭТ с учетом (1) (рис. 1*б*). Сравнение их с экспериментальными кривыми показывает, что они качественно описывают некоторые, из них. Для лучшего описания, очевидно, необходимо дальнейшее развитие модели.

1. Чувильдеев В.Н. и др. // ФТТ. – 2007. – Т. 49 № 4. – С. 650-656.
2. Метлов Л.С. та інші // Звіт по договору Ф28/443-2009.

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ В СИСТЕМЕ CuPt

Чаплыгина А.А.[1], Попова Л.А.[2], Старостенков М.Д.[1]

[1] *Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия*

[2] *Рубцовский индустриальный институт (филиал) АлтГТУ им. И.И. Ползунова, Рубцовск, Россия*

alesya_ch@mail.ru

Предметом особого изучения в последние годы являются сверхструктуры $L1_0$, $L1_2$ и $L1_1$. Наименее изучена среди названных сверхструктура $L1_1$, которая реализуется в единственном случае – в сплаве CuPt.

Цель работы: рассмотреть влияние одноосной деформации растяжения на сверхструктурные переходы $L1_0 \leftrightarrow L1_1$.

Исследование проводилось с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло [1].

В качестве модельного сплава взята трехмерная структура упорядоченного сплава CuPt, в которой атомы были расположены в узлах кубической решетки, в соответствии со сверхструктурой $L1_0$ или $L1_1$.

В компьютерных экспериментах размеры кристалла составляли 24×24×24 атомных слоёв (6912 атомов). Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [2]. Использовались периодические граничные условия. Случайным образом вводилась вакансия (концентрация вакансий составляла $1{,}45 \cdot 10^{-4}$), задавалась температура 600К, т.е. ниже критической (1085К), запускался метод Монте-Карло. Затем проводилась деформация кубической ($\alpha=\beta=\gamma=90$) структуры в ромбоэдрическую ($\alpha=\beta=\gamma=91^{o}$).

В эксперименте, когда сплав не деформировался, структура кристалла частично разупорядочивалась, но сохранялись области, в которых атомы были упорядочены в соответствии со сверхструктурой $L1_0$.

Рассматривалась возможность перехода $L1_1 \rightarrow L1_0$. Начальная конфигурация кристалла соответствовала сверхструктуре $L1_1$, атомы были расположены в узлах кубической решетки. После термоактивации наблюдались антифазные домены, соответствующие сверхструктуре $L1_0$. Из этого следует, что для кубической решетки энергетически выгодной является сверхструктура $L1_0$.

В экспериментах, когда задавалась одноосная деформация, наблюдались упорядоченные области с моноатомными плоскостями в направлении {111}, т.е. происходила перестройка к сверхструктуре $L1_1$, независимо от начальной конфигурации.

Для сравнения провели подобные эксперименты со сплавом CuAu I, который аналогично деформировали и нагрели до 400К, т.е. ниже критической температуры (600К). Сверхструктурная перестройка для этого сплава не наблюдалась.

Вывод: в сплаве CuPt при определенных условиях (одноосной деформации) возможна перестройка сверхструктуры $L1_0 \leftrightarrow L1_1$, что подтверждает результаты, полученные в [2].

1. Хеерман Д.В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике: Пер. с англ./ Под ред. С.А. Ахманова. – М.: Наука, 1990, 176 с.
2. Бакалдин А.В. Планарные дефекты в сверхструктуре $L1_1$. / Диссертация на соискание ученой степени к.ф.-м.наук. – Барнаул. АлтГТУ им. И.И. Ползунова, 1994. 177с.

ДИСЛОКАЦИОННОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХПРОВОДНИКАХ II РОДА

Белошапка В. Я., Семенова Е. С., Платков В. Я.[1]

Бердянский государственный педагогический университет, г.Бердянск, Украина,
[1]Харьковский национальный экономический университет, г. Харьков, Украина,
beloshapkav@ukr.net

Работа посвящена изучению дислокационного амплитудно-зависимого внутреннего трения (АЗВТ) в сверхпроводниках II рода. Численными методами выполнен анализ влияния плотности вихрей Абрикосова на дислокационное АЗВТ, дефект модуля упругости и вид петли дислокационного гистерезиса. Данные зависимости вычислялись как при случайном расположении слабых центров закрепления по всей плоскости скольжения, так и в случае их расположения только вдоль исходного прямолинейного положения дислокации. Амплитуда внешнеприложенного напряжения выбиралась таким образом, что дислокационная петля (ДП) при своем движении пересекала большое количество вихрей Абрикосова. Анализ проводился при нулевой эффективной частоте внешнеприложенного напряжения.

Для выяснения характера влияния вихрей Абрикосова на дислокационный амплитудно-зависимый гистерезис вычислялись зависимости относительного изменения декремента и дефекта модуля при переходе из S в смешанное состояние (по сравнению с его изменением при S-N переходе) от доли нормальной фазы в плоскости скольжения дислокаций. Размер вихрей Абрикосова, значения коэффициентов демпфирования в нормальном и сверхпроводящем состояниях выбирались в соответствии с их экспериментальными значениями. В связи с тем, что в общем случае ориентация вихрей Абрикосова относительно плоскостей скольжения дислокаций может быть произвольной, вышеперечисленные зависимости анализировались при различных взаимных расположениях вихрей Абрикосова относительно плоскости скольжения: вихри Абрикосова перпендикулярны плоскости скольжения, параллельны плоскости скольжения при параллельном и перпендикулярном расположении относительно исходного положения ДП соответственно.

Установлено, что влияние вязкости на АЗВТ для случая расположения слабых центров закрепления вдоль исходного прямолинейного положения дислокации полностью отсутствовало. Зависимость дислокационной деформации от величины внешнего напряжения в нормальном, смешанном и сверхпроводящем состояниях всегда носит скачкообразный характер. При переходе из S в N состояние величина напряжения отрыва ДП от слабых центров закрепления увеличивается, тогда как величина скачка дислокационной деформации – уменьшается. Для всех трех случаев взаимного расположения вихрей Абрикосова и плоскости скольжения относительное изменение декремента внутреннего трения и дефекта модуля в смешанном состоянии всегда опережают долю нормальной фазы в плоскости скольжения. Присутствие вихрей Абрикосова (уже при концентрации 20% от максимальной) ведет к тому, что напряжение отрыва ДП в смешанном состоянии оказывается практически равным его значению в N-состоянии, тогда как величина скачка дислокационной деформации в смешанном состоянии еще опережает его значение в нормальном состоянии.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ Fe–W

Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина,
alex280682@rambler.ru

Нанокристаллические (НК) и субмикрокристаллические (СМК) материалы являются новым классом материалов со свойствами, которые существенно отличаются и зачастую превосходят свойства обычных крупнозернистых материалов [1]. Известно [2], что НК и СМК материалы, в силу своей неравновесности, обусловленной большой плотностью межфазных и межзереных границ а также другими факторами, при термическом или ином энергетическом воздействии проявляют повышенную склонность к рекристаллизационным, сегрегационным и другим процессам. Эта особенность в свою очередь приводит к снижению их уникальных физико-механических свойств.

Таким образом, целью исследования являлся анализ термической стабильности структуры и физико-механических свойств фольг Fe и Fe–W, полученных конденсацией в вакууме [3].

Методами рентгенодифрактометрии и электронной микроскопии контролировались размер зерна, период кристаллической решетки матрицы и фазовый состав; измерялись микротвердость, удельное электросопротивление.

Было обнаружено, что при изотермическом отжиге при T = 800º С в фольгах чистого железа уже в первые 30 минут произошли процессы возврата и рекристаллизации, которые привели к увеличению среднего размера зерна ~ в 10 раз и уменьшению микротвердости и удельного электросопротивления почти до уровня чистого массивного железа. Кардинально иную картину наблюдали в фольгах Fe–W: во-первых, средний размер зерна не изменялся в течение всего времени отжига, во-вторых, конденсат оставался однофазным, частицы второй фазы не были обнаружены ни методами электронной микроскопии, ни рентгеноструктурным анализом. Снижение уровня механических свойств бинарной системы Fe–W за первые 30 минут изотермического отжига связано с процессами отдыха, что хорошо согласуется с результатами измерения удельного электросопротивления. Увеличение продолжительности отжига приводит к интенсификации процессов возврата, а именно полигонизации, поэтому снижение уровня механических свойств уже связано с перераспределением имеющихся дислокаций. Однако микротвердость конденсатов Fe–W во всем временном интервале отжига сохраняется на достаточно высоком уровне.

Таким образом, в работе показано, что легирование вакуумных конденсатов железа W позволяет существенно повысить термическую стабильность структуры и свойств.

1. Носкова Н. И., Мулюков Р. Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
2. Андриевский Р.А. Успехи химии, 2002, т.71, №10.
3. Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И. Субмикро - и нанокристаллические вакуумные конденсаты (фольги) на основе железа // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології (в печати).

НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОНДЕНСИРОВАННЫЕ В ВАКУУМЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Субботин А.В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина
anzubkov@km.ru

Уровень механических свойств дисперсно-упрочненных композиционных материалов (ДКМ), получаемых порошковыми технологиями или внутренним окислением, определяется в основном суммарным вкладом зернограничного и дисперсного упрочнения. В ДКМ, синтезированных путем конденсации смесей паров составляющих компонентов на твердых поверхностях в вакууме, указанные упрочняющие факторы могут быть реализованы более эффективно за счет снижения величины зерна матричного металла и частиц упрочняющей фазы до нанометровой размерности. В этих объектах возможно также существенное повышение прочностных свойств за счет образования аномальных пересыщенных растворов упрочняющими элементами и эффекта дисперсионного твердения при их необратимом распаде [1].

В работе изучены структура и прочностные свойства ДКМ Cu-Mo, W,Ta в виде фольг толщиной до 50 мкм, получаемых электронно-лучевым испарением составляющих компонентов и последующей конденсацией смесей их паров в вакууме.

Варьировали технологические условия получения и состав ДКМ. Отделенные от подложек конденсаты испытывали в режиме активного растяжения, измеряли также микротвердость. Структуру изучали методом рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии.

Исследовали фольги как в исходном конденсированном состоянии, так и после отжигов, проводимых в диапазоне температур 400-1000°C в разных временных интервалах. Это позволило варьировать в широких пределах степень дисперсности зеренной структуры медной матрицы (от 5 мкм до 50 нм) и упрочняющих частиц Mo, W,Ta (от 2 нм до 50 нм).

Изучали взаимосвязь и характер влияния различных структурных параметров рекристаллизации и распада аномальных пересыщенных растворов Mo, W Ta в ГЦК решетке медной матрицы на прочностные свойства ДКМ и их термическую стабильность.

Получены и проанализированы зависимости типа Холла-Петча. Показано, что эффективное зернограничное упрочнение изучаемых материалов связано как с увеличением дисперсности зеренной структуры, так и с формированием сегрегаций легирующих элементов на границах зерен матричного металла [2].

1. Зубков А.И., Ильинский А.И., Подгорная О.А., Севрук В.И., Сокол-Прусский Я.Г. О возможности старения быстрозакаленных сплавов Cu-Mo // Физика металлов и металловедение. Свердловск,1990 №10. с.197-199.
2. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокомпозитов кристаллизуемых в вакууме // Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с.846-848.

РАЗРАБОТКА МОНИТОРИНГА МЕТОДОМ ДМЭ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ Pt ФОЛЬГ В ПРОЦЕССЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Буйнов А.Л., Князев С.А., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Немов С.А., Обидов Б.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

Для приготовления атомно чистых поверхностей фольг металлов (Pt, Au) с заданными нано рельефами необходимо наблюдение за атомной структурой и рельефом в процессе рекристаллизации. Поскольку рекристаллизация происходит при температуре 1200-1700 K, то зондовые методы, такие как СТМ и АСМ применять практически невозможно из-за близкого расстояния между зондом и поверхностью. Однако, на конечной стадии рекристаллизации, после остывания образца возможно сопоставление картин ДМЭ и рельефов поверхности, полученных методами СТМ и АСМ.

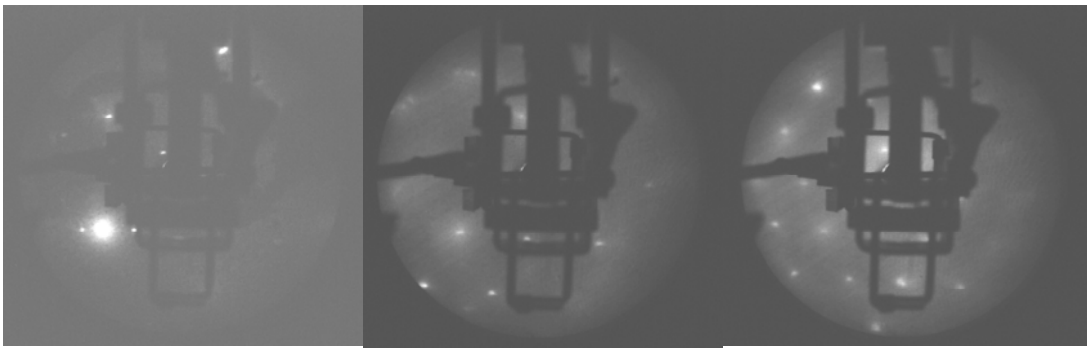


Рис.1. Картины ДМЭ

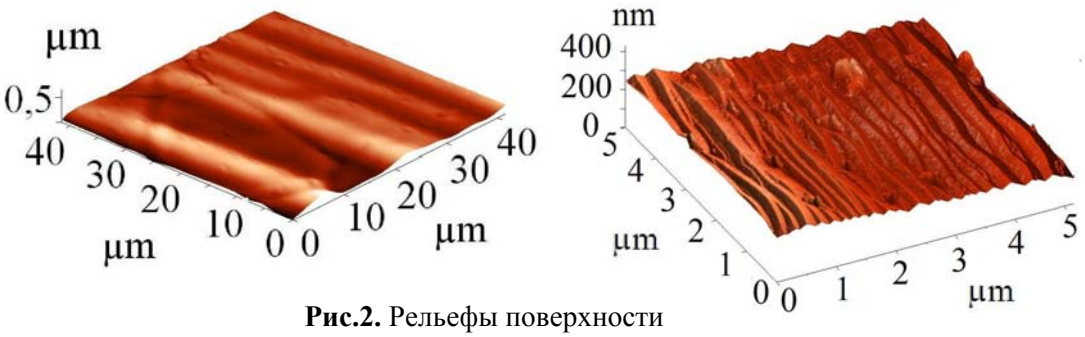


Рис.2. Рельефы поверхности

На рис.1 и рис.2 показаны некоторые из картин ДМЭ и рельефы рекристаллизованных поверхностей фольг Pt. Сопоставление картин и рельефов поверхности показало, что метод ДМЭ дает информацию не только об атомной структуре поверхности, но и о рельефе. Это открывает возможность оценивать рельеф поверхности в процессе рекристаллизации.

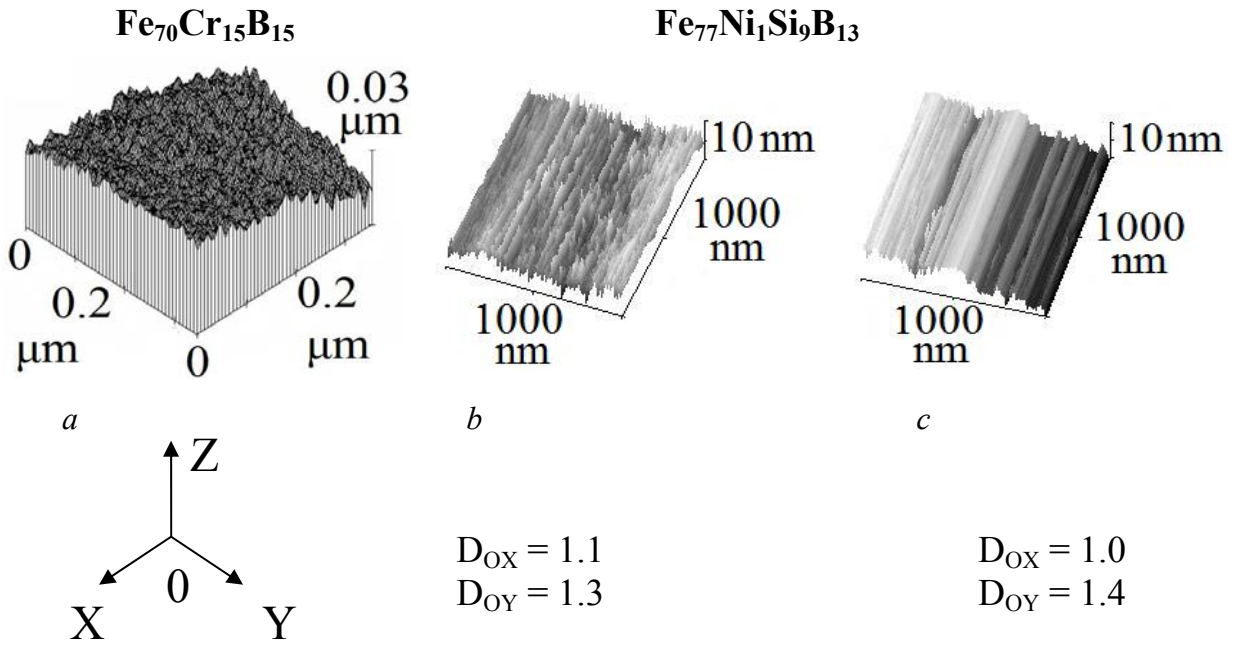
1. Корсуков В.Е., Анкудинов А.В., Буйнов А.Л., Варкентин М.С., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А., Пронин И.И. ФТТ, т.52, №7, 1423-1427 (2010).
2. Князев С.А., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Пронин И.И., Schierbaum K. ЖТФ, т.**77**, № 8, 140-142 (2007).
3. С.А. Князев, В.Е. Корсуков. Письма в ЖТФ, т. 24, № 13, 64-69 (1998).

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ РЕЛЬЕФОВ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРЫВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Варкентин М.С., ГиляровВ.Л., Корсуков В.Е, Корсукова М.М., Обидов Б.А., Слуцкер А.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

Методами СТМ и АСМ изучался рельеф поверхности разрыва фольг металлических стекол (МС) $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$ и $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$. Механическое напряжение при разрыве σ составляло 1÷3 GPa. При обработке изображений поверхностей использовались методы вейвлет преобразований и покрытий [1-3].



Установлено, что поверхности разрыва образцов, образованные магистральной трещиной, демонстрируют рельефы разного типа. На рис.1 показаны три типа рельефа поверхности разрыва: a-изотропный, c-анизотропный, гладкий в направлении OY, и b-промежуточный. Об этом свидетельствуют и фрактальные размерности, измеренные в направлении OX и OY (см. рис b и рис. c). Очевидно, что это должно быть связано с механизмом роста магистральной трещины.

Для объяснения образования рельефов предложена модель клеточного автомата [1]. Было показано, что в случае сравнительно однородной структуры МС образуется анизотропный рельеф поверхности разрыва, а в случае неоднородной структуры – изотропный рельеф.

1. С.Я. Беркович. Клеточные автоматы как модель реальности: поиски новых представлений и информационных процессов. Изд. МГУ, (1993). 112 с.
2. С.П. Курдюмов, Г.Г. Малинецкий, А.Б. Потапов, А.А. Самарский. В сб.: Компьютеры и нелинейные явления. Под ред. А.А. Самарского. Наука. М. (1988). С.5
3. 3. В.Л. Гиляров, М.С. Варкентин, В.Е.Корсуков, М.М Корсукова, В.С. Куксенко. ФТТ, т. 52, №7, 1311-1315 (2010)

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО Nb–Ti СПЛАВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Константинова Т.Е., Белошенко В.А., Глазунова В.А., Чишко В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, г. Донецк, Украина, matscidep@aim.com

Сверхпроводники на основе Nb–Ti имеют широкое использование в приборостроении, измерительной технике, медицине, энергетике, транспорте, обогащении полезных ископаемых, телекоммуникации и т.д. Традиционные технологии изготовления низкотемпературных NbTi сверхпроводников, включающие деформирование и термическую обработку, к настоящему времени в значительной мере исчерпали свои возможности в улучшении функциональных свойств этих материалов. Использование нанотехнологий с применением интенсивных пластических деформаций, обеспечивающих существенное повышение дефектов в материале, в частности, дислокаций, границ зерен, частиц второй фазы, может обеспечить повышение уровня характеристик сверхпроводников, однако для этого необходимы исследования явлений, проходящих в процессе деформации и механизмов, обеспечивающих наблюдаемые структурные изменения.

В работе использованы методы интенсивной пластической деформации, сочетающие гидроэкструзию (ГЭ) и равноканальное многоугловое прессование (РКМУП), волочение и отжиг. В качестве исходных заготовок использовали биметаллические прутки сплава 60Т (Nb+60 ат. % Ti) в медной оболочке диаметром 15 мм, полученные горячим прессованием при 750 °С. Структурные исследования проводили с помощью трансмиссионной электронной микроскопии (TEM), микроскопии высокого разрешения (HRTEM) и растровой электронной микроскопии (REM) с микроанализом. Исследовались магнитные и проводящие свойства полученных образцов.

Исследования с помощью TEM структурного состояния образцов Nb–Ti сплава, испытавших деформацию методом РКМУП, обнаруживают существенные структурные изменения в зависимости от степени деформации. Деформация с помощью РКМУП проводилась путем многоцикловых проходов, что соответствовало значениям истинной деформации в диапазоне от 3,28 до 26,24 (от 4 до 32 циклов). При этом в сплаве наблюдались процессы накопления плотности дислокаций, появление структур с плавной разориентацией областей кристаллической решетки в пределах исходных зерен, образование фрагментов, рекристаллизация структуры, выделение дисперсной α-фазы и аномальный рост рекристаллизованных зерен с последующим циклическим повторением указанных процессов. С помощью HRTEM показано, что интенсивность процесса фрагментации в случае гидроэкструзии выше, чем при РКМУП. Получению наноразмерной зеренной структуры после совместной деформации с помощью РКМУП и гидроэекструзии способствует дополнительный отжиг при 400 °С. Исследования с помощью REM выявляет существенное уменьшение неоднородности концентрационных полей деформируемого биметаллического Nb–Ti сплава. Показано, что использование комплексной интенсивной пластической деформации сверхпроводников при рациональных степенях деформации и режимах отжига приводит к повышению плотности критического тока сверхпроводника примерно вдвое, а также повышению относительного удлинения при сохранении уровня прочности.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ 10Г2ФТ И 06МБФ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ

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

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*, galinazg@yandex.ru
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*
[3]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

В качестве предмета исследования выбраны низкоуглеродистые стали 10Г2ФТ (Fe–1.12Mn–0.08V–0.07Ti-0.1C, мас. %) в исходно мартенситном состоянии (закалка от 1180°С в воду) и 06МБФ (Fe–1Mo–0,1V–0,1Nb–0,06C, мас.%) (закалка от 920°С 30мин. в воду и отпуск 670°С 1ч.) в исходно феррито-мартенситном состоянии. РКУП проводили по режиму ВС, Ф = 120°, 4 прохода при T = 400°С для стали 10Г2ФТ, 6 проходов при T = 300°С для стали 06МБФ.

РКУП сталей приводит к фрагментации структуры, измельчению и перераспределению карбидной фазы в объеме образца. Сформированная при РКУП структура в обеих сталях характеризуется средним размером (суб-)зерна ~310нм для 10Г2ФТ и ~325нм для 06МБФ. В структуре после РКУП также обнаружены карбиды различной морфологии (табл.).

Таблица. Влияние РКУП на микротвердость и фазовый состав исследуемых сталей

	Размер и состав карбидов, d (нм)		$H\mu$, ГПа	
	10Г2ФТ	06МБФ	10Г2ФТ	06МБФ
Исх. сост.	5-10 (VC,TiC), 60 (Fe3C) – внутри зерна и на границах	15-20 (Fe3C)-внутри зерна 90 (Fe3C, M6C, V8C7) – на границах	3,7	2,1
После РКУП	35 (Fe3C) – внутри и на границах зерна M6C, M23C6	2-3 (Fe3C)-внутри зерна 70 (Fe3C, V8C7) – внутри зерна и на границах	3,9	3,3

При близком размере структурных элементов в сталях после РКУП значения микротвердости мартенситной стали 10Г2ФТ после РКУП выше, чем для стали 06МБФ (Таблица). Это связано с исходно разным уровнем внутренних напряжений, плотности дислокаций. Субмикрокристаллические структуры как мартенситной стали 10Г2ФТ, так феррито-мартенситной 06МБФ сформированные методом РКУП сохраняют ультрамелкозернистую структуру и высокие прочностные свойства до температуры отжига 500°С (1 час).

В работе обсуждаются механизмы структурообразования при РКУП, проанализирован состав и влияние карбидной системы на механические свойства сталей и их вклад в термостабильность субмикрокристаллической структуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке совместной программы ДААД и Минобрнауки РФ «Михаил Ломоносов II» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (ГК №П151 от 15.04.2010).

БЕЗДИФФУЗИОННАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В НАНОМАТЕРИАЛАХ ПРИ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Метлов Л.С., Завдовеев А.В.

Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина,
lsmet@fti.dn.ua

Последнее время профессором Глезером А.М. развивается новая концепция относительно физических механизмов процессов, протекающих в условиях мегапластической (интенсивной) деформации (МПД) [1]. Согласно этой концепции процессы дробления зерен металлов чередуются периодически во времени с процессами рекристаллизации, при этом активизируются новые механизмы релаксации, такие как низкотемпературная динамическая рекристаллизация [1, 2]. Полагается, что большую роль в этих процессах играет ускоренная внешними напряжениями диффузия. В то же время, известно, что диффузионные процессы достаточно медленны. При рекристаллизационном отжиге время обработки составляет порядка 1 час, гомогенизационного – 10 часов. Такие большие промежутки времени необходимы для того, чтобы успели реализоваться структурные перестройки. В то время как время обработки методами МПД образцов размером десятков миллиметров составляет порядка долей секунды.

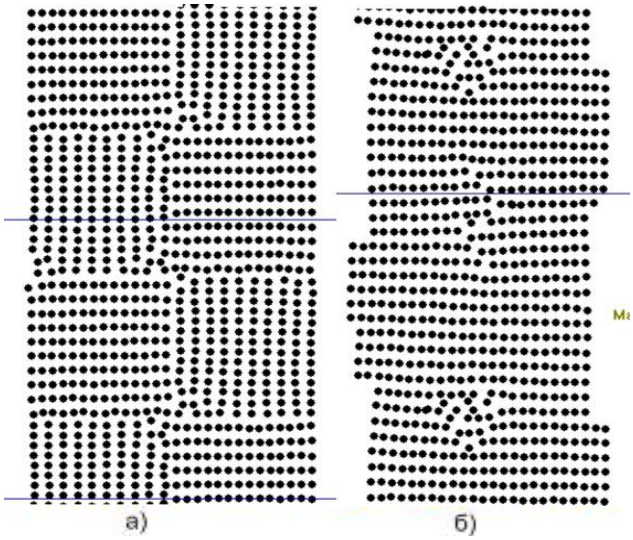


Рис. 1. Эволюция структуры наноматериала при одноосной деформации. *а*) исходное состояние, *б*) рекресталлизованное состояние.

Ранее одним из авторов методами молекулярной динамики было показано, что возможна другая бездиффузионная рекристаллизация, осуществляемая по принципу мартенситного перехода [3]. Эксперимент был осуществлен на двухзеренной бесконечной нанопроволоке со свободными внешними границами при одноосном растяжении, то есть в условиях далеких от реальной МПД. Здесь представлены результаты моделирования на четырехзеренной нанопроволоке, сконструированной таким образом, чтобы ее внешние свободные грани не имели выступов (рис. 1). Эксперимент проводился как на растяжение, так и на сжатие.

Было показано, что в обоих случаях путем перехода типа мартенситного (ближайшие соседи атомов не менялись) формируется укрупненные зерна с более низким содержанием дефектов меньшей по сравнению с границами зерен размерностью. В случае растяжения была сформирована структура типа кристаллических усов. Рекристаллизация при одноосном сжатии завершилась формированием двух разориентированных под углом 4º зерен (из четырех исходных). Полученные результаты подтверждают концепцию, высказанную в [1].

1. Глезер А.М. Известия РАН. – 2007. – Т. 71, № 12. – С. 1767-1776.
2. Глезер А.М., Метлов Л.С. ФТТ. – 2010. – Т. 52, в. 6. – С. 1090-1097.
3. Метлов Л.С., Белоусов Н.Н., Дугатко А.Б. ФТВД. – 2005. – Т. 15, № 2. – С. 38-46.

ЭФФЕКТЫ ПРОЯВЛЕНИЯ ПЛОЩАДОК ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗКАХ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чаусов Н.Г.[*], Засимчук Е.Э.[**], Турчак Т.В.[**], Волянская Е.М.[*]

**Национальный университет биоресурсов и природопользования Украины, Киев, Украина*
***Институт металлофизики НАН Украины им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина*
mich@nubip.edu.ua; ezas@imp.kiev.ua

Известно, что при деформировании практически любого поликристаллического материала, состояние сверхпластичности реализуется при определенных температурно-скоростных условиях и определенном структурном состоянии: средний размер зерна d меньше 10 мкм; температура T~$0{,}4T_{пл}$ и выше; скорость деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} \div 10^{-2} c^{-1}$ [1].

Однако, вероятно, впервые было показано, что при многократных импульсных подгрузках образцов из нержавеющей стали и алюминиевого сплава Д16 при комнатной температуре, при последующем статическом растяжении, при той же температуре, материал начинает проявлять в начальный момент деформирования свойства квазисверхпластичности (подобие сверхпластичности).

В настоящей работе приведены результаты испытаний по проявлению площадок текучести при импульсных подгрузках при комнатной температуре листовых алюминиевых сплавов Д16, 2024-Т3 и нержавеющей стали. Данный эффект авторы объясняют образованием при динамических неравновесных процессах тонко-полосовой (аморфно-подобной) диссипативной структуры, связанной в объеме материала на различных масштабных уровнях и экспериментально зафиксированной методом трансмиссионной электронной микроскопии.

Установлено, что плотность образующейся диссипативной структуры меньше плотности основного материала и таким образом появляется возможность при деформировании к проскальзыванию блоков материала, которые охватывает тонко-полосовая структура, а также выявлена склонность диссипативной структуры (или прослоек между основным материалом и диссипативной структурой) к охрупчиванию в среде жидкого азота.

Анализ экспериментальных данных показывает, что протяженность и место площадок текучести на диаграммах деформаций, после импульсного ввода энергии в материал, сложным образом зависит от уровня предварительной статической деформации, при которой осуществляются импульсные подгрузки, интенсивности импульсных подгрузок и, несомненно, от эффекта «замораживания».

В частности, приведена диаграмма деформаций листовой нержавеющей стали при сложном режиме нагружения, когда уже при деформации $\varepsilon \approx 0{,}8\%$ материал выходит на площадку текучести протяженностью 14%.

1. Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А. Сверхпластичность: материалы, теория, технологии / предисл. Г.Г. Малинецкого. Изд. 2-е. М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2009. – 320с.
2. Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Маркашова Л.И., Вильдеман В.Э., Турчак Т.В., Пилипенко А.П., Параца В.Н. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №6. Т. 75. С. 52 – 59.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьёва Ю.В.

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

В данной работе представлены модель процессов активной пластической деформации и ползучести, а также результаты их моделирования для сплавов, обладающих сверхструктурой $L1_2$. В основе данной модели лежит идея, связанная с суперпозицией различных элементарных деформационных процессов [1-3]. Некоторые из них характерны для упорядоченной сверхструктуры $L1_2$ (аномальные механизмы), а другие – типичны для чистых металлов с ГЦК структурой (нормальные механизмы):

1) накопление термических АФГ в результате пересечений движущихся дислокаций;
2) формирование трубок АФГ;
3) размножение сверхдислокаций;
4) движение одиночных дислокаций;
5) накопление точечных дефектов, таких как вакансии и межузельные атомы;
6) накопление АФГ при переползании краевых дислокаций.

Модель учитывает экспериментальные факты размытия АФГ и возникновения разупорядоченной фазы внутри упорядоченной фазы в процессе деформации.

Экспериментальные результаты деформации сплавов с высокой и низкой энергией упорядочения достаточно хорошо описываются в рамках предложенной модели.

Вычисление кривых ползучести выполнено при различных условиях:

1) растяжение при постоянной нагрузке;
2) сжатие при постоянной нагрузке;
3) при постоянном напряжении.

Предложенная модель описывает кривые ползучести разного типа, которые наблюдаются при исследовании ползучести в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ [4, 5], и демонстрирует важную роль суперлокализации деформации, ведущей к инверсной ползучести.

1. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Старенченко С.В. Моделирование процесса деформационного разрушения дальнего порядка в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Физика твердого тела. 2002. Т. 44. № 5. С. 950-957.
2. Старенченко В.А., Старенченко С.В., Колупаева С.Н., Пантюхова О.Д. Генерация точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. вузов. Физика, 2000, № 1. – С. 66 – 70.
3. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьева Ю.В. Генерация и накопление точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ при пластической деформации. // ФММ, 2004, т. 97, № 6. – С. 9 – 15.
4. Соловьева Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Ползучесть интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009, т. 6, №3, С. 41-54.
5. Соловьева Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Влияние оси деформации на ползучесть монокристаллов сплава Ni_3Ge // Известия РАН Серия физическая, 2011. т.75, №2, С. 222–226.

ДИАГНОСТИКА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Cu И КОМПОЗИТА Cu–Nb АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Ватажук Е.Н., Нацик В.Д.

Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина
Харьков, Украина,
vatazhuk@ilt.kharkov.ua

В интервале температур 2.5–340 К изучено поглощение ультразвука (частота 73–350 кГц) в наноструктурных (ультрамелкозернистых) образцах Cu и волокнистого композита Cu-Nb с размерами фрагментов структуры порядка 200 нм; образцы получены методом интенсивной пластической деформации. Подтвержден главный результат выполненных ранее исследований [1,2]: наличие на температурной зависимости декремента колебаний характерного для сильно деформированной меди пика Бордони, локализованного вблизи температуры 90 К (рис.1). Показано, что этот пик обусловлен резонансным взаимодействием звука с системой термически активированных релаксаторов, но его ширина существенно больше ширины стандартного пика внутреннего трения с единственным временем релаксации. Выполнен статистический анализ пика на основе предположения, что причиной уширения является случайный разброс энергии активации релаксаторов вследствие сильного искажения кристаллической структуры меди. Установлено хорошее согласие экспериментальных данных с теорией Зегера, которая рассматривает в качестве релаксаторов для пика Бордони термически активированные парные кинки на прямолинейных отрезках дислокационных линий, расположенных в долинах потенциального рельефа Пайерлса. Показано, что зарегистрированная в эксперименте высота пика соответствует присутствию в среднем одного дислокационного сегмента внутри кристаллита меди размером 200 нм. Получены эмпирические оценки для критического напряжения Пайерлса $\sigma_P \approx 2\cdot10^7$ Па и интегральной плотности внутризеренных дислокаций $\rho_d \approx 10^{13}$ м$^{-2}$. Волокна Nb в композите Cu-Nb способствуют образованию наноструктурной меди, но заметного влияния на пик Бордони не оказывают.

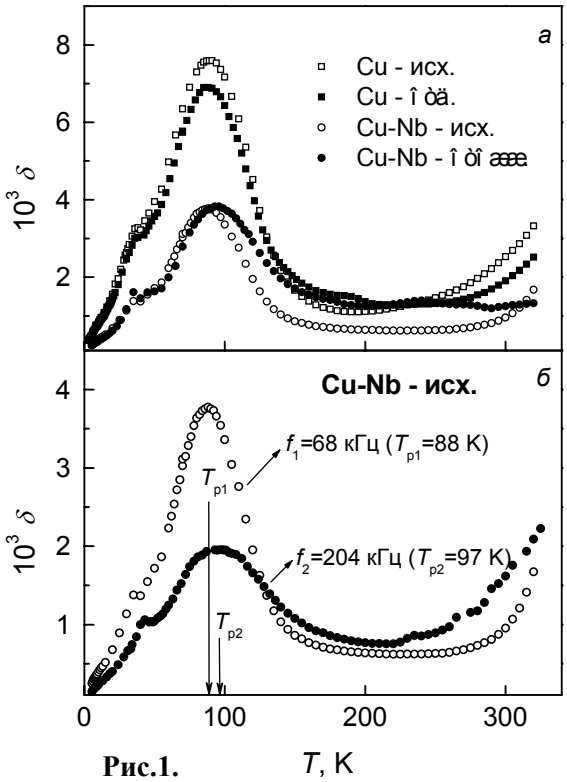


Рис.1.

1. P.P. Pal-Val, L.N. Pal-Val, E.N. Vatazhuk, V.D. Natsik, M.A. Tikhonovsky, Yu.Z. Estrin “Low - temperature dynamic relaxations in nanostructured Cu and Cu-Nb fiber composite” // Релаксационные явления в твердых телах. Тезисы докладов XXII Международной научной конференции, 14-17 сентября 2010. – Воронеж: Кварта, 2010. – с. 201.
2. Е.Н. Ватажук, П.П. Паль-Валь, Л.Н. Паль-Валь, В.Д. Нацик, М.А. Тихоновский, А.А. Куприянов, ФНТ **35**, 528 (2009).

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В НАНОСТРУКТУРНОМ ЦИРКОНИИ

Ватажук Е.Н., Паль-Валь П.П., Нацик В.Д., Паль-Валь Л.Н. [1)], **Тихоновский М.А., Великодный А.Н., Хаймович П.А.** [2)]

[1)] *Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина*
Харьков, Украина
[2)] *Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"*
Харьков, Украина
vatazhuk@ilt.kharkov.ua

В области температур 2.5–340 К изучены температурные зависимости логарифмического декремента колебаний и динамического модуля Юнга в поликристаллическом крупнозернистом и наноструктурном Zr. Наноструктурное состояние образцов с размером зерна порядка 100 нм достигалось путем интенсивной пластической деформации (ИПД). Измерения проводились методом двойного составного вибратора на частотах 73–350 кГц. В крупнозернистом отожженном Zr выявлен релаксационный пик внутреннего трения вблизи 250 К (рис.1), который сохраняется и после ИПД, но его высота увеличивается примерно в 10 раз, а температура локализации сдвигается в область низких температур. Кроме того, после ИПД зарегистрирован новый пик внутреннего трения в области умеренно низких температур вблизи 80 К. Получены оценки активационных параметров наблюдаемых пиков и показано, что они обусловлены различными термоактивированными дислокационными процессами: взаимодействием дислокаций с примесями и образованием пар кинков на дислокациях. Установлено, что интенсивная пластическая деформация сопровождается значительным (на 7–8 %) уменьшением модуля Юнга E, обусловленным квазистатическими и динамическими дислокационными эффектами. При $T < 20$ К (рис.2) на температурной зависимости модуля Юнга наноструктурного циркония зарегистрирована аномалия стекольного типа, которая может определяться туннельной и термоактивированной релаксацией квазилокальных возбуждений: двухуровневых и релаксационных систем.

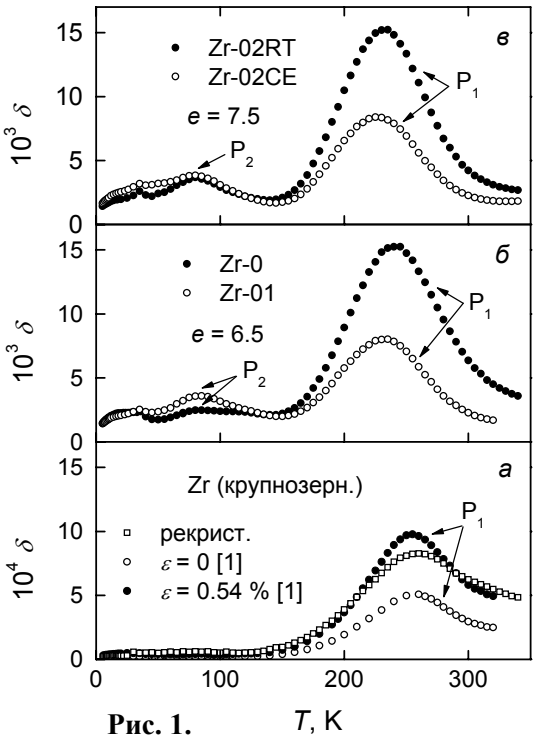


Рис. 1.

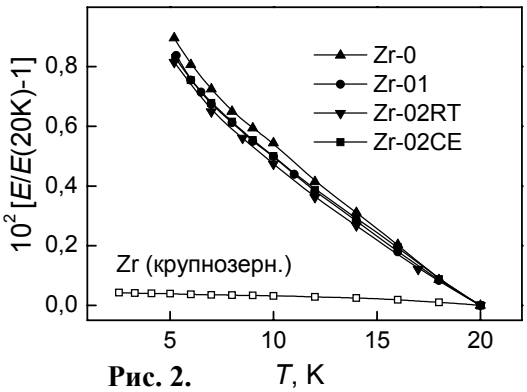


Рис. 2.

1. P.P. Pal-Val, M. Hamersky, Z. Trojanova and P. Lukač, Phys. Status Solidi **A125**, K13 (1991).

МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ КОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕЛ БЛИЗКОЙ ТВЕРДОСТИ

Матлин М.М., Мозгунова А.И., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А.

Волгоградский государственный технический университет
matlin@vstu.ru, detmash@vstu.ru

При исследовании контакта шероховатых поверхностей рассмотрение процессов контактного взаимодействия выполняют на нескольких масштабных уровнях, первый из которых связан с закономерностями контакта отдельной микронеровности шероховатой поверхности. В условиях, когда твёрдости материалов микронеровности и контртела близки, они оба деформируются в контакте вначале чисто упруго, а затем – упруго-пластически. Сферическая микронеровность сплющивается и при этом одновременно внедряется в поверхность контртела.

В рассматриваемом случае полное сближение α_Σ микронеровности с поверхностью контртела состоит из трёх частей: обратимого упругого сближения $\alpha_{y\Sigma}$, фактической глубины $h_ф$ остаточного отпечатка на поверхности контртела и фактической величины остаточного сплющивания $h_{c,ф}$ микронеровности (см. рис.), то есть

$$\alpha_\Sigma = \alpha_{y,\Sigma} + h_ф + h_{c,ф} \qquad (1)$$

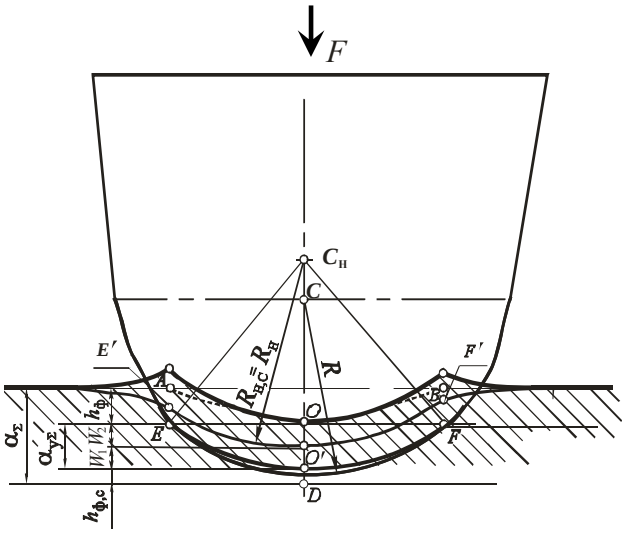


Рис. Схема контакта сферической микронеровности с гладкой поверхностью детали при близких твердостях их материалов

При этом величина остаточного внедрения $h_ф$

$$h_ф = h\left[\sqrt{\left(НД_ш / НД\right)^{0,9} - 0,6} - 0,074\right], \qquad (2)$$

а фактическая величина остаточного сплющивания $h_{c,ф}$

$$h_{c,ф} = h_c\left[0,926\left(\frac{НД_ш}{НД}\right)^{-0,9} - 0,528\right], \qquad (3)$$

где $НД_ш$ и НД – соответственно пластическая твердость материала сферической микронеровности и контртела; h – глубина остаточного отпечатка при «чистом» внедрении; h_c – величина остаточного сплющивания сферической неровности при «чистом» сплющивании [1].

Обратимая упругая часть α_{y_Σ} полного сближения при контакте тел с близкими твердостями

$$\alpha_{y_\Sigma} = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 \cdot F^2\left(k_1 + k_2\right)^2}{16R\left[1 + \frac{2\left(h_ф + h_{c,ф}\right)}{\alpha_{y_\Sigma}}\right]}}\ . \qquad (4)$$

1. Матлин, М.М. Определение параметров первоначально точечного упругопластического контакта по физико-механическим свойствам контактирующих тел/М.М. Матлин//Проблемы машиностроения и автоматизации/М.: Международный центр научной и технической информации. – 1993. – №5. – С. 11-20.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА В ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0

Камышанченко Н. В., Кунгурцев М. С., Кузнецов Д. П., Печерина О. А.

БелГУ, Белгород, Россия

Интенсивное механическое воздействие, которым может быть волочение, ковка, прокатка, приводит к образованию неустойчивой структуры с существенным отклонением внутреннего напряжения от стабильного состояния при одинаковых температурах, которой свойственно увеличение прочностных характеристик и создание текстуры, влияет на многие физико-механические свойства [1, 2].

В работе представлены результаты исследования влияния отжига в температурном диапазоне полиморфного превращения на структуру и механические свойства технически чистого титана ВТ1-0. Титановые заготовки при температуре 500°С подвергались прокатке на прокатном стане ВЭМ-3 СМ с остаточной деформацией 75%. Отжиг образцов производился в вакуумной печи СНВЭ 131/14 с остаточным давлением не ниже 10^{-5} Па при температурах 850, 900 и 1000°С в течение 60 минут с последующим медленным охлаждением с печью в течение 10 часов. Отжиг при температурах близких к температуре $\alpha \rightarrow \beta$ превращения (850–900)°С приводит лишь к несущественному росту зерен (рис. 1,*а, б)*, но с повышением температуры отжига до 1000°С происходит рост α- кристаллов искаженной матрицы, вследствие чего формируется мелкопластинчатая микроструктура (рис. 1, *в*).

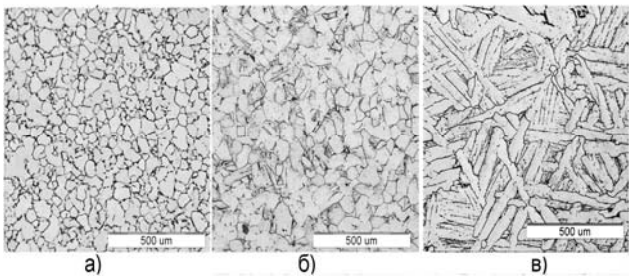


Рис. 1. Микроструктура титана после интенсивной горячей прокатки при 500°С с остаточной деформацией 75% прошедшего отжиг при 850°С (*а*), 900°С (*б*) и 1000°С (*в*).

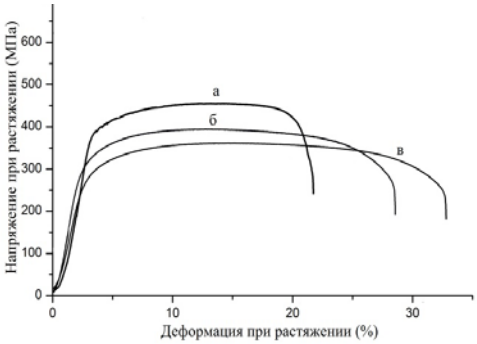


Рис. 2. Кривые “Напряжение – относительная деформация” титана ВТ1-0, подвергавшегося пластической деформации и последующему отжигу: отжиг при 1000°С (**а**); 850°С (*б*) и 900°С (*в*).

Смена механизмов в структурообразовании наблюдается в области полиморфного преобразования (850-900)°С. Отжиг при температуре 900°С приводит к существенному падению прочностных характеристик с увеличением пластичности (рис 2, в). Причину такого поведения прочностных характеристик необходимо искать в наличии специфических особенностей полиморфного превращения технического титана. В виду высокого значения теплоты при $\alpha \rightarrow \beta$ превращении, в начальный период происходит медленное превращение структуры α- в β- структуру, что и влияет на поведение прочностных характеристик в указанной температурной области.

Наконец с повышением температуры отжига до 1000°С наблюдается повышение предела прочности, текучести и уменьшение пластичности (рис. 2,*а*), что объясняется образованием структуры “корзинчатого” типа (рис. 1,*в*).

1. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. К.: Изд-во АН УССР, 1955, 232 с.

2. Панин А.В., Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Клименов В.А., Чернов И.П., Валиев Р.З., Казаченок М.С., Сон А.А. Особенности локализации деформации и механического поведения титана ВТ1-0 в различных структурных состояниях. Физ. мезомех., 2002, т. 5, вып. 4, с. 73-84.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МИКРОТВЕРДОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ

Потапова А.А.[1,2], Столяров В.В.[1,2]

[1]*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва,*
ls3216@yandex.ru
[2]*Московский государственный индустриальный университет, Москва*

В работах [1,2] было показано, что электропластическая прокатка (ЭПП) приводит к повышению деформируемости, а в сочетании с постдеформационным отжигом (ПДО) – к получению наноструктурного состояния (НС) в сплавах TiNi. Однако в сплавах TiNi, обогащенных никелем, при нагреве происходит выделение избыточных фаз [3], что необходимо учитывать при выборе режима ПДО.

Исследовали сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в виде прутка с исходным сечением ∅6.1x135мм. ЭПП выполняли при плотности однополярного импульсного тока j = 90±5 А/мм^2, длительности импульса 80x10^{-6}с. Истинная деформация $e = \ln d_0^2/d^2$ (d_0, d – диаметр прутка до и после прокатки) после прокатки образцов составила 0.79 и 1.42. Образцы, вырезанные в поперечном сечении, были подвергнуты изохронным отжигам при температурах 100–600ºС с шагом 50ºС.

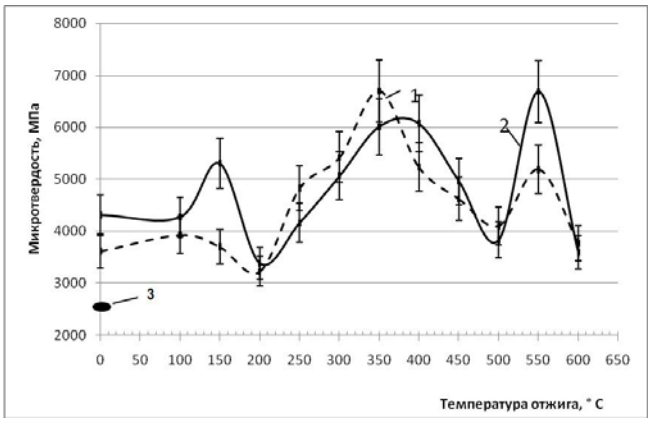


Рис. 1. Зависимость микротвердости деформированного (ЭПП) прутка сплава TiNi от температуры отжига: 1– e = 0.79; 2 – e = 1.42; 3 – состояние после закалки.

Обнаружено, что зависимость микротвердости от температуры отжига деформированного с током сплава имеет стадийный характер (рис.1). Повышение микротвердости в интервалах температур 100–200, 300–450, 500–550 ºС связано с особенностями структурообразования сплава. Установлено, что для сочетания высокой микротвердости (более 6000 МПа) и формирования однородной наноструктуры с размером зерен 30–70 нм оптимальным режимом термообработки после ЭПП сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ является отжиг при температуре 500°С < $T_{отж}$ < 550ºС. Установлено, что различие в степени накопленной деформации незначительно влияет на уровень микротвердости и размер зерна после отжига.

1. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б.Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, том 4, 16, 2006.- С.48-51
2. Столяров В.В., Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, Фундаментальные проблемы современного материаловедения,т.4,1,2007.-С.47-50.
3. Пушин В.Г. Сплавы с памятью формы: структура, фазовые превращения, свойства, применение / В.Г. Пушин, Л.И. Юрченко, Н.Н. Куранова // Сборник научных трудов.- М.: Наука, 2000.- Вып. 1.- С. 135-191.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Потапова А.А.[1,2], Бондарев А.Б.[3], Андреев В.А.[3], Столяров В.В.[1,2]

[1]*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва,*
ls3216@yandex.ru
[2]*Московский государственный индустриальный университет, Москва*
[3] *ЗАО ПРОМЫШЛЕННЫЙ ЦЕНТР МАТЭКС, Москва*

ИПД никелида титана в сочетании с электроимпульсным воздействием обеспечивает резкое измельчение структуры и повышает деформируемость по сравнению с другими методами холодной обработки давлением [1]. В связи с этим электропластическая прокатка (ЭПП) может рассматриваться как более эффективный метод получения прутков, сочетающих высокую деформационную способность и повышенные механические свойства. Целью данного работы является сравнение структуры и механических свойств TiNi, полученного с применением ротационной ковки и с помощью процесса ЭПП.

Исследовали сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в виде прутка с исходным сечением ∅6мм. Многопроходную деформацию проводили двумя методами с отбором образцов на промежуточных этапах: способом ротационной ковки [2] и ЭПП (при плотности импульсного тока j = 90±5 А/мм^2, длительности импульса 120x10^{-6}с). Отобранные образцы соответствовали степеням деформации e = 0,36 (Ø 5 мм), e = 0,44 (Ø 4 мм), e = 1,39 (Ø 3 мм), e = 3,58 (Ø1 мм). Истинная деформация рассчитывалась по формуле $e = \ln d_0^2/d^2$ (d_0, d – диаметр прутка до и после прокатки).

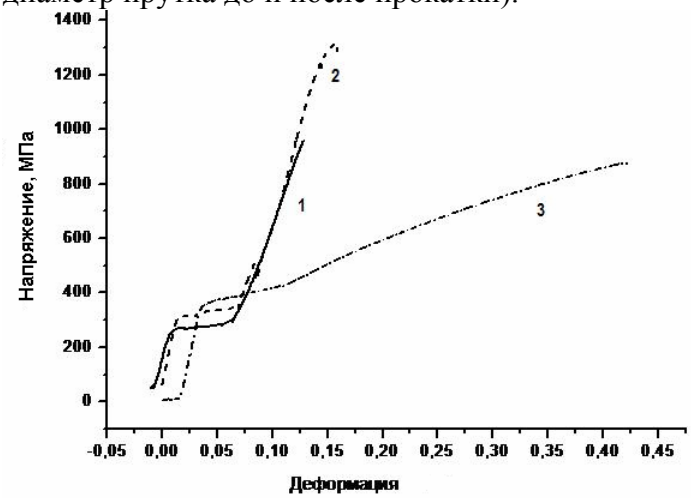


Рис.1. Кривые «напряжение-деформация» для сплава TiNi: 1– ковка (e = 3,58) + 500ºС 0.5ч; 2 – ЭПП (e = 3,58) + отжиг 500ºС 0.5ч; 3 – исходное состояние

Метод ЭПП (e = 1,39) с последующим отжигом при 500 ºС (30 мин) в отличие от ротационной ковки позволяет получить наноструктурное состояние с размером кристаллитов 20 нм. Микротвердость в процессе ЭПП повышается с повышением деформации вплоть до 4000 МПа (e = 1,39), что значительно выше, чем микротвердость при той же степени деформации при ротационной ковке (2950 МПа). Обе технологии позволяют добиться повышения прочности по сравнению с исходным состоянием. Однако прочность после ЭПП (e = 3,58) на 400 МПа выше, чем после ротационной ковки (рис.1).

1. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi/ ФТВД, том 4, 16. 2006.- С.48-51
2. Андреев В.А., Хусаинов М.А., Бондарев А.Б. Технологические особенности получения проволоки из сплавов TiNi с эффектом памяти формы/ Производство проката, №9.-2008.- С.37-42

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN

Мошков В.Ю.[1], Коротаев А.Д.[2], Овчинников С.В.[1], Тюменцев А.Н.[1], Борисов Д.П.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]Томский государственный университет, Томск, Россия
moshkov_v@mail.ru

В настоящее время широко используемыми методами повышения эксплуатационных свойств материалов и изделий различного назначения, являются как структурно-фазовая модификация поверхности, так и нанесение защитных тонких пленок и покрытий. Исследованиями последних лет показано, что наиболее перспективными направлениями разработки новейших технологий модификации поверхности конструкционных и инструментальных материалов является использование идей и достижений нанотехнологий - наноструктуризация поверхностного слоя, разработка нанокомпозитных пленок и покрытий, а также методов повышения термической стабильности их наносостояний. Последнее условие оказывает существенное влияние на выбор композиций составов элементов покрытий.

В нашем коллективе развиваются представления о возможности достижения сочетания необходимых функциональных свойств прочности и их термической стабильности с использованием многоэлементных систем. Предложены принципы выбора элементного состава и условий синтеза многоэлементных нанокомпозитных покрытий.

Проведено исследование особенностей микроструктуры и термической стабильности многоэлементных сверхтвердых нанокомпозитных покрытий на примере системы Ti–C–Ni–Cr–Al–Si–Cu–N, полученных с использованием разработанного плазменного магнетронно-дугового технологического комплекса “СПРУТ”. В котором реализуется возможность очистки и модификации поверхности обрабатываемого изделия в одном технологическом цикле. При синтезе покрытий использовались 4 магнетронно-распылительные системы и 2 генератора газовой плазмы.

Выполнено исследование элементного состава, структурно-фазового и упругонапряженного состояния многоэлементных покрытий на основе TiN с использованием методов рентгеноспектрального, рентгенофлюоресцентного, рентгеноструктурного, электронномикроскопического анализа.

Показано, что используемые условия осаждения обуславливают формирование сверхтвёрдых (~40 ГПа) покрытий с нанокомпозитной структурой, образованной нанокристаллами размером до 15 нм.

Обнаружено, что в процессе отжигов до 1000 °С включительно покрытия при незначительном снижении сохраняют высокую (~ 30 ГПа) твёрдость при увеличении на 30–50 % размеров нанокристаллов и фазовых превращениях, связанных с выделением наноразмерных частиц твёрдого раствора медь-никель, тетрагонального нитрида титана и, возможно, нитрида кремния.

На основе полученных данных обсуждаются принципы конструирования и их влияние на структурно-фазовое состояние, трибомеханические свойства покрытий и их термостабильность.

ПРИНЦИПЫ ДИЗАЙНА И СИНТЕЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Коротаев А.Д.[1], Борисов Д.П.[1], Овчинников С.В.[2], Мошков В.Ю.[2], Тюменцев А.Н.[2]

[1]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
korotaev@phys.tsu.ru

Выполнен анализ проблемы дизайна нанокомпозитных покрытий с особыми (в частности, сверхтвердостью) свойствами. Общепринятой до сих пор остается концепция их создания основанная на принципах спинодального расслоения в процессе синтеза покрытий состава, отвечающего аномально пересыщенным твердым растворам. Это ограничивает поиск элементного состава при разработке новых покрытий.

В качестве основных объектов поиска нами предложены многоэлементные покрытия и новая концепция их формирования – самоорганизация микроструктуры на стадии зарождения островков роста. Разработаны физические принципы выбора составов и создано новое технологическое оборудование синтеза многоэлементных покрытий с использованием в едином вакуумном цикле двух генераторов однородно распределенной газовой плазмы и четырех магнетронно-рапылительных систем - мишеней различного состава.

Предложенные требования к выбору составов и условиям синтеза представляют по существу новый методологический подход к проблеме создания нанокомпозитных защитных покрытий конструкционного и инструментального назначения.

На примере системы Ti–Al–Si–Ni–Cu–Cr–C–O–N с применением флюоресцентного, рентгеноструктурного и электронно-микроскопических методов выполнено экспериментальное исследование элементного состава, структурно-фазового и упруго-напряженного состояний в полученных на основе разработанных принципов создания нанокомпозитных покрытиях. В исследуемых покрытиях обнаружены сверхтвердость, высокая термическая стабильность наносостояний и сверхтвердости, высокая упруго-пластическая в двухуровневой зеренной структуре и упругая в нанокристаллическом состоянии кривизна-кручение кристаллической решетки; найдены высокие локальные внутренние напряжения, близкие к теоретической прочности кристаллов. Скрэтч тестирование свидетельствует о достаточно высоких когезивной и адгезионной прочности полученных покрытий.

Делается заключение о перспективности предполагаемых принципов конструирования новых нанокомпозитных покрытий.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МНОГОВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Белошенко В.А., Дмитренко В.Ю., Чишко В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина,
dmitrenko_v@ukr.net

В последнее время интенсивно разрабатываются способы изготовления материалов с субмикрокристаллическим и нанокристаллическим строением и исследуются их свойства. Эффективным средством воздействия на структуру материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Эволюция микроструктуры и свойства однокомпонентных материалов, подвергнутых ИПД, изучены достаточно хорошо. В меньшей степени это касается многофазных систем, в частности, композитов, хотя именно они имеют наибольший потенциал практического применения. Цель данной работы – исследование физико-механических свойств металлических многоволокнистых композитов в зависимости от диаметра и количества волокон.

Объектами исследований являлись композиты Cu–Cu, Cu–Fe и Cu–NbTi с количеством волокон n = 1, 211, 211^2, 211^3, полученные методом многопереходной пакетной гидроэкструзии.

Установлено, что при переходе в область наноразмерных волокон в исследуемых композитах наблюдаются характерные особенности поведения их механических и физических свойств. Так, зависимости предела прочности σ_B для всех исследуемых композитов от диаметра волокон d и их объемного содержания носят немонотонный характер. С уменьшением d композиты упрочняются, при этом существует критический размер волокон, при котором происходит существенное отклонение от закона Холла-Петча: 25 нм (Cu–Cu), 30 нм (Cu–Fe), 12 нм (Cu–NbTi).

С уменьшением d коэрцитивная сила H_C в Cu–Fe композитах слабо меняется вплоть до $d \approx 10$ мкм, а затем возрастает, достигая максимума при $d \approx 10$–15 нм. С дальнейшим уменьшением d величина H_C снижается. Увеличение H_C обусловлено возрастанием роли пиннинга доменных стенок на границах раздела фаз, структурных дефектах и центрах упругих напряжений, обусловленных ИПД. С дальнейшим уменьшением d толщина доменных стенок становится соизмеримой с размером зерен. Их существование становится энергетически невыгодным, и кристаллиты становятся однодоменными. При $d < 10$ нм материал переходит в суперпарамагнитное состояние.

Показано, что зависимость плотности критического тока J_C в Cu–NbTi композите от диаметра сверхпроводящих волокон носит немонотонный характер с максимумом J_C при $d \approx 120$ нм.

Удельное электрическое сопротивление Cu–Fe и Cu–Cu композитов при переходе в область нанометровых значений d повышается.

Таким образом, показан экстремальный характер зависимостей физико-механических свойств исследованных волокнистых композитов и установлен критический размер волокон, при котором наблюдается их максимальное значение.

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
tukeeva@sibmail.com

Методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа проведены исследования структуры монокристаллов стали Гадфильда после интенсивной пластической деформации (ИПД) холодной прокаткой и кручением под гидростатическим давлением (КГД). Прокатку проводили на плоских валках при температуре 20ºС до степеней обжатия 5-75%. КГД проводили под давлением 5 ГПа на наковальнях Бриджмена при температурах 20 и 400ºС. Образцы деформировали на 1-5 оборотов.

После прокатки в монокристаллах с ранних степеней деформации (ε=5%) развивается механическое двойникование, с ростом деформации плотность двойников возрастает. После 40% обжатия наряду с двойниками обнаружены полосы локализованной деформации (ПЛД). С ростом деформации увеличение объемной доли двойникования происходит за счет зарождения новых тонких двойников деформации. Электронно-микроскопически наряду с двойникованием наблюдается высокая плотность дислокаций скольжения. Основной фактор упрочнения – взаимодействие нескольких систем двойникования и дислокаций скольжения. В монокристаллах, подвергнутых КГД при температуре 20ºС, фрагментация структуры происходит также преимущественно за счет образования двойников и ПЛД. Методами рентгенофазового анализа и ПЭМ в структуре стали Гадфильда после КГД при комнатной температуре обнаружены ε- и α'-мартенсит. Сильное деформационное упрочнение стали после КГД при T=20ºС связано с взаимодействием двойников и полос локализованной деформации.

Максимальное упрочнение кристаллов после прокатки происходит на ранних степенях обжатия (до ε = 30% H_μ изменяется от 2,4 до 5,0 ГПа) и соответствует зарождению и росту двойников деформации. На больших степенях деформации ε >60% происходит менее быстрый прирост микротвердости (H_μ=6,2-7,1 ГПа), что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию ПЛД. Аналогичная картина наблюдается при КГД, где деформация на 1-2 оборота дает быстрый рост микротвердости (более чем в три раза по сравнению с исходным значением), а затем с ростом числа оборотов H_μ изменяется незначительно. Следовательно, при T = 20ºС двойникование является эффективным механизмом упрочнения аустенитных сталей, и прокатка до глубоких степеней деформации дает значения микротвердости (H_μ = 7,0 ГПа) сопоставимые с микротвердостью при КГД на 3-5 оборотов (H_μ = 7,8 ГПа).

После КГД при температуре 400°С в монокристаллах стали Гадфильда деформация двойникованием подавлена, измельчение исходной структуры происходит, в основном, за счет скольжения и образования ПЛД. В структуре редко наблюдаются оборванные двойниковые границы и области, содержащие двойники нескольких систем. Формирование фрагментированной структуры сопровождается выделением ультрамелкодисперсной карбидной фазы Fe_3C, которая равномерно распределена в объеме материала. Таким образом, при теплом КГД монокристаллов стали Гадфильда структура включает в себя преимущественно субграницы дислокационного происхождения и ультрамелкодисперсную фазу Fe_3C, что приводит к высокому деформационному упрочнению.

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

ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТАНТАЛАТА ЛИТИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ

Кугаенко О.М., Наими Е.К., Петраков В.С., Уварова С.С.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
CrystalXXI@misis.ru

Кристаллические элементы из лантан-галлиевого танталата (ГТЛ, $La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$), класс симметрии 32, применяются в качестве чувствительных пьезоэлементов датчиков давления и вибрации при температурах до 1000 С. Кристаллы ГТЛ были выращены на предприятии ОАО «Фомос-Материалс» по методу Чохральского. Рентгенодифракционные исследования показали, что все исследованные образцы свободны от двойников. Плотность дислокаций в исходных образцах равна 10^4–10^5 см$^{-2}$.

В работе исследовано влияние изменения структуры при циклических механических и термических воздействиях на акустические свойства ГТЛ при частотах ~10^5 Гц. Диагностирование акустических параметров образцов ГТЛ проводилось с использованием метода составного пьезоэлектрического осциллятора.

Предел усталостной прочности исследованных кристаллов ГТЛ при комнатной температуре, при симметричном циклическом нагружении сжатием с частотой 100 Гц, при количестве циклов нагружения $3\cdot10^5$ (без появления видимых макротрещин), равен 10–15 кН/см^2 (1000–1500 атм). При испытаниях на термостойкость образцов ЛГТ путем термоудара выявлено, что при градиенте температур до 100 С в микроструктуре образца образуется повышенная плотность дислокаций и появляются двойники, а выше 150 С - происходит разрушение образца путем растрескивания. Механические циклические испытания при нагрузках ниже предела текучести сопровождаются интенсивным размножением дислокаций, что указывает на протекание пластической деформации в ЛГТ при комнатной температуре.

Внутреннее трение (ВТ) в образцах ГТЛ X-среза является амплитудно-независимым вплоть до амплитуд деформации $5\cdot10^{-4}$. Основным механизмом потерь колебательной энергии образцов X-среза (обладающих пьезоэффектом) является механизм возбуждения пьезоэлектрического поля; в образцах Z–среза (не обладающих пьезоэффектом) – механизм активации процессов отрыва дислокаций от центров закрепления.

Циклическая деформация до $5\cdot10^5$ циклов при нагрузках не выше 2,5 кН и термоудар до 100 С образцов лангатата не влияют на величину эффективного модуля Юнга и фазовую скорость продольной объемной акустической волны (ОАВ), но заметно влияют на величину ее коэффициента затухания. Циклическая деформация образцов X-среза всегда приводит к увеличению среднего фона ВТ, в то время как термоудар до 100 С практически не изменяет его. В диапазоне использованных частот (~10^5 Гц) механическая добротность образцов Z-среза выше, чем образцов X-среза. Коэффициент затухания продольной ОАВ после циклической деформации увеличивается в 1,5–2 раза как в образцах X-, так и Z-среза. Термоудар от 200 С приводит к растрескиванию образцов как X-, так и Z-среза и, как следствие, к падению механической добротности образца в сотни раз.

При эксплуатации ГТЛ необходимо принимать во внимание, чтобы чувствительные элементы пьезодатчиков давления были защищены от термоудара выше 100 С.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПАЛЛАДИЕВОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ ЕЕ ОДНОСТОРОННЕМ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ

Любименко Е.Н., Гольцова М.В.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
Lyubimenko@inbox.ru

Градиентные материалы привлекают всё большее внимание исследователей. Насыщение металла водородом всегда сопровождается формированием и трансформацией временного градиентного материала металл-водород.

В настоящей работе было исследовано индуцированное водородом формоизменение консольно закреплённой палладиевой пластины. Очевидно, что изучаемое формоизменение палладиевой пластины обусловлено формированием в ней временного градиентного сплава α–PdH_n. Исследуемый образец был изготовлен в виде тонкой пластины размерами (68×5,5×0,27 мм) из чистого палладия (99,98%). Рабочая часть образца составляла 62мм. Предварительно образец был подвергнут отжигу при 700°С в течение 60 минут (охлаждение с печью). Одну сторону отожжённого образца электролитически покрывали медью. Для исследований использовали водородо-вакуумную установку ВВУ-4 [1], которая позволяет изучать формоизменение палладиевой пластины при температурах до 360°С и при давлениях водорода от 0,01 МПа до 2,5 МПа.

Эксперименты проводили в следующем порядке. Образец медленно (3 С/мин) нагревали до температуры эксперимента и выдерживали при этой температуре 20 мин. После этого в рабочую камеру подавали диффузионно очищенный водород до заданного давления. От начала подачи водорода (t = 0 с) вели регистрацию изменения стрелы прогиба образца через кварцевое окно с помощью катетометра и видеокамеры Samsung. Эксперименты всегда осуществляли в изотермических условиях. Использование видеозаписи особенно важно для первых секунд эксперимента, когда формоизменение образца развивается весьма быстро.

В соответствии с поставленной задачей по выше описанной методике, индуцированное водородом формоизменение палладиевой пластины было изучено в интервале температур 110–350 ºС и при различных давлениях водорода в камере.

Установлено, что формоизменение пластины развивается в два этапа. На первом этапе, достигается максимальное формоизменение (изгиб) пластины. На втором, более долгом этапе, достигается практически полное её распрямление. При температурах 110–170°С и одинаковом давлении водорода в камере остаточный стационарный изгиб ($y_{ост}$) пластины составляет 20÷30 % от величины максимального изгиба. С ростом температуры в интервале 320–350 °С обратимость явления изгиба пластины возрастает и становится полностью обратимым в пределах точности используемой методики. Зависимость максимального изгиба пластины от температуры эксперимента подчиняется экстремальному закону. Очень важно, что максимальне обратимые изгибы палладиевой пластины, вызванные воздействием водорода могут достигать величин, втрое больших, чем обратимые изгибы пластины в упругой области, вызванные чисто механическим нагружением.

В докладе будут обсуждены механические и физические компоненты наблюдаемого явления и дан его феноменологический анализ.

1. Новая экспериментальная установка, методика и результаты исследования водородоупругой деформациии палладиевой пластины. Гольцов В.А., Глухова Ж.Л., Любименко Е.Н. // Фізико-хімічна механіка матеріалів.–2009.–№5.–С.55–60.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КВАНТОВУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ β-ОЛОВА

Кириченко Г.И., Солдатов В.П., Нацик В.Д., Пустовалов В.В., Шумилин С.Э.

Физико-технический институт низких температур НАН Украины, Харьков, Украина, kyrychenko@ilt.kharkov.ua

Низкотемпературная пластическая деформация монокристаллов β-олова с осью растяжения вдоль направления <110> осуществляется скольжением дислокаций в системе (100)<010> . Ранее было показано, что в чистом β-олове основными препятствиями для движения дислокаций этой системы скольжения являются барьеры Пайерлса. При этом существует пороговая температура $T_g \approx 1,2K$, выше которой барьеры преодолеваются дислокациями благодаря тепловым флуктуациям, а ниже доминирует квантовомеханическое туннелирование.

Можно предположить, что введение в кристаллическую решетку β-олова примесей, приведет к изменению пороговой температуры T_g. Теоретическая оценка влияния примесей на T_g впервые была выполнена в работе [1], а первое экспериментальное наблюдение этого эффекта при изучении системы Sn-Cd описано в работе [2]. Однако, полученный в [2] результат находится в явном противоречии с выводами теории [1]: теория предсказывает сужение температурного интервала квантовой пластичности в пайерлсовском кристалле с примесями, а в экспериментах на монокристаллах β-олова, легированных 0,01ат.%Cd, был обнаружен обратный эффект – его расширение за счет сдвига T_g в сторону более высоких температур. Качественное расхождение теории и эксперимента стимулировало данную работу, главной целью которой является изучение влияния примесей различной мощности на пороговую температуру T_g.

Для исследования были взяты сплавы с малой (0,01 ат%) концентрацией примесей In, Cd и Zn, которые образуют с оловом твердый раствор замещения и существенно отличаются по мощности создаваемых барьеров.

Образцы деформировали путем растяжения с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon} = 10^{-5} c^{-1}$ в интервале температур 0,5 – 4,2 К.

В работе изучались и анализировались следующие характеристики пластической деформации: критическое напряжение сдвига τ_0, отвечавшее началу необратимой деформации образцов и чувствительность деформирующего напряжения к изменению скорости пластической деформации $\gamma = \Delta\tau / \Delta \ln \dot{\varepsilon}$.

Данное исследование показало, что слабое легирование β-олова примесями различного типа сохраняет определяющее влияние рельефа Пайерлса на механизм пластической деформации при низких температурах, но приводит к заметному смещению T_g в сторону высоких температур ($\delta T_g \approx 0,2-1K$), т.е. расширяет температурный интервал квантовой пластичности. Наблюдаемое в экспериментах смещение пороговой температуры сложным образом зависит от мощности примесных атомов, которые создают локальные барьеры для скольжения дислокаций.

1. Б.В. Петухов, В.Я. Сухарев, *ФНТ* **2,** 520 (1983)
2. В.Д. Нацик, Г.И. Кириченко, В.В. Пустовалов, В.П. Солдатов, С.Э.Шумилин, *ФНТ* **22,** 965 (1996)

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ПЕРЕХОДЕ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ

Пустовалов В.В., Фоменко В.С.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, г.Харьков, Украина
pustovalov@ilt.kharkov.ua

В 1968 г. две группы экспериментаторов в Институте физики твердого тела Токийского университета и в Физико-техническом институте низких температур в Харькове независимо и практически одновременно разными способами обнаружили изменение макроскопических характеристик пластической деформации при сверхпроводящем переходе. Эти эксперименты впервые показали эффективность электронного торможения дислокаций при низкотемпературной деформации металлов и сплавов. С этого момента началось интенсивное экспериментальное, а затем и теоретическое исследование эффекта. За прошедшие 40 с лишним лет были установлены и получили ясную физическую интерпретацию закономерности и механизмы этого явления. Ряд работ был выполнен в СССР (в Украине и России) и Японии, в которых начинались исследования, интересные работы выполнены в США, Канаде, Австрии, Аргентине и Франции. Значительное число работ было направлено на доказательство связи эффекта с дислокационно-электоронным взаимодействием, экспериментальное исследование механизмов и построение теории изменения пластичности при сверхпроводящем переходе. В ряде работ эффект использован в качестве нового метода изучения механизмов пластичности. Например, с помощью эффекта изменения параметров пластичности при сверхпроводящем переходе изучено туннелирование дислокаций в олове, обнаружена чувствительность низкотемпературной скачкообразной к состоянию электронной подсистемы, обнаружено взаимодействие дислокаций с магнитными вихрями в смешанном состоянии и доменами нормальной фазы в промежуточном состоянии сверхпроводника. Использование сверхпроводящего перехода оказалось эффективным при исследовании процесса низкотемпературной релаксации напряжения и низкотемпературной деформации композита со сверхпроводящим волокнами.

В процессе исследований получен ряд результатов, имеющих прикладное значение. Показано упрочняющее действие циклической смены электронного состояния деформирования в сверхпроводящем состоянии, что указывает на новые возможности существенного упрочнения сверхпроводящих материалов. Обнаружено влияние сверхпроводящего перехода на процессы усталости, трения и износа, что существенно при эксплуатации сверхпроводящих материалов в низкотемпературных установках, особенно в магнитных системах. В последнее время выполнен ряд интересных и принципиальных исследований на ультрамелкозернистых алюминии и сплаве алюминий-литий, которые существенно углубляют представления о влиянии сверхпроводящего перехода на пластичность. В связи с этим является актуальным изложение современного состояния вопроса. Такая попытка сделана в представленном докладе.

АКУСТИЧЕСКИЕ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Макаров С.В., Плотников В.А.

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

Скачкообразные деформационные эффекты в металла и сплавах отмечаются во многих исследованиях [1]. Как было показано ранее, пластическая деформация алюминия при высоких температурах представляет собой как монотонное накопление деформации, так и деформационные скачки, сопровождаемые трансформированием монотонной акустической эмиссии в высокоамплитудные акустические сигналы [2]. Неслучаен в этой связи интерес к исследованиям пластической деформации в широком интервале температур.

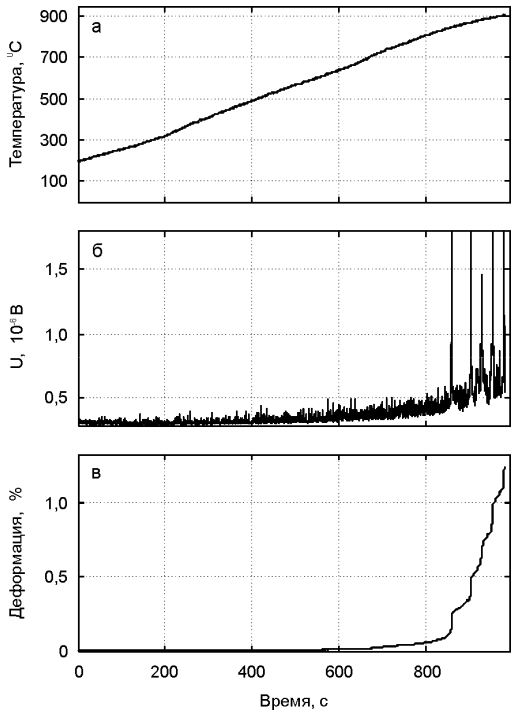


Рис. 1. Монотонные и скачкообразные деформационные эффекты при нагреве меди в условиях сдвигового нагружения (25 МПа). *а* – зависимость температуры от времени, *б* – акустическая эмиссия в ходе нагрева, *в* – деформация.

Эксперименты представляли собой термомеханическое циклирование образцов поликристаллической меди путем циклического изменения температуры при постоянном сдвиговом механическом напряжении или циклическом изменении сдвигового механического напряжения при постоянной температуре. В экспериментах регистрировали температуру, величину накопленной деформации, среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии, механическое напряжение

Было показано (рис. 1), что в ходе термомеханических циклов при напряжениях выше половины предела текучести, наблюдается монотонное и скачкообразное накопление деформации (если механическое напряжение в цикле ниже половины предела текучести, то наблюдается лишь монотонное накопление деформации). Скачкообразный характер деформации хорошо коррелирует с единичными акустическими сигналами, аномально большой амплитуды. Последовательность высокоамплитудных акустических сигналов чередуется с монотонной зависимостью среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии от температуры. Высокоамплитудные сигналы акустической эмиссии свидетельствуют о высокой корреляции элементарных деформационных актов на стадии скачкообразного накопления деформации.

1. Лебедкин М.А., Дунин-Барковский Л.Р. Критическое поведение и механизм корреляции деформационных процессов в условиях неустойчивости пластического течения // ЖТЭФ, 1998, т. 113, № 5, с. 1816-1829.
2. Плотников В.А., Макаров С.В. Структурный фактор акустической эмиссии при высокотемпературной деформации алюминия // ФММ. 2008. Т. 105. № 4. С. 424-430.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ОРГАНОПЛАСТИКА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Ромашов Р.В., Горелов С.Н.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
stgorelov@yandex.ru

В работе приводятся результаты экспериментальных исследований ползучести и длительной прочности партии плоских образцов из органопластика. Образцы длиной 260 мм и размерами поперечного сечения 20х1 мм вырезаны из однонаправленных плит. Исходные материалы: органожгут «Армос» и связующее УП-2217. Предел прочности материала равен $\sigma_p = 1790$ МПа.

Образцы подвергались длительному воздействию нагрузок при уровнях растягивающих напряжений от $0{,}1\sigma_p$ до $0{,}9\sigma_p$. Температура испытаний комнатная. При малых напряжениях ($0{,}1\sigma_p$ и $0{,}2\sigma_p$) испытания проведены на установках с нагружением образцов весом подвешенных грузов, при высоких напряжениях - на установках с дифференциальным рычажным нагружающим устройством с передаточным отношением 1:10. Продольная деформация рабочей части образцов измерялась на базе 70 мм с помощью катетометра КМ – 8.

При низких уровнях напряжений ($0{,}1\sigma_p$ и $0{,}2\sigma_p$) испытания проводились до прекращения роста деформации, т.е. до наступления равновесного состояния на второй стадии ползучести. При напряжениях $0{,}5\sigma_p$ и $0{,}6\sigma_p$ образцы не разрушались, несмотря на большую продолжительность выдержки под нагрузкой – свыше 5 лет. При высоких напряжениях (от $0{,}7\sigma_p$ и выше) образцы доводились до разрушения. При этом время до разрушения изменялось от нескольких часов до 260 суток (свыше 8 месяцев).

Получены кривые ползучести материала, иллюстрирующие закономерности ползучести на разных уровнях напряжений. Кривые длительной прочности, выражающие зависимости времени до разрушения τ_p от напряжений, аппроксимированы уравнением вида: $\sigma^m \cdot \tau_p = c$. По данному уравнению, зная параметры материала m и c, можно прогнозировать долговечность при низких напряжениях. Так, для напряжений, при которых в процессе испытаний не произошло разрушение образцов, время до разрушения по результатам расчетов по уравнению равно 3000 суток (свыше 8 лет) при $\sigma = 0{,}6\sigma_p$, и 84000 суток при $0{,}5\sigma_p$, т.е. в последнем случае разрушение практически исключено.

Таким образом, представляется возможность определять пределы длительной прочности – напряжения, при которых материал разрушается не ранее заданного времени. Примем, например, в качестве заданного время, представляющее интерес с точки зрения возможной продолжительности эксплуатации конструкций, а именно: 5 лет, 10 лет и 15 лет. Путем расчета по уравнению получены следующие значения пределов длительной прочности: $\sigma_{дл(5лет)} = 0{,}616\sigma_p = 1103$ МПа; $\sigma_{дл(10лет)} = 0{,}592\sigma_p = 1060$ МПа; $\sigma_{дл(15лет)} = 0{,}580\sigma_p = 1038$ МПа.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ ВТ1-0

Камышанченко Н.В., Кузнецов Д.П., Кунгурцев М.С., Печерина О.А.

НИУ БелГУ, Белгород, Российская Федерация,
kuznetsov_d@bsu.edu.ru

Релаксация напряжений представляет собой один из видов пластической деформации, поэтому основные закономерности пластической деформации могут быть отнесены к релаксации напряжений. В реальном кристаллическом теле развитие релаксационного процесса в различных участках объема может протекать с неодинаковой скоростью. Такое поведение релаксации напряжения связывается с состоянием структуры и температурного воздействия, влияющих на развитие сдвигово-дислокационного и диффузионного процессов [1,2].

Закалка от температур в интервале от 800°С до 1300°С приводит к образованию сложных структурных форм от поверхности образца к центру.

После закалки от соответствующей температуры нагрева образцы подвергались исследованию на релаксацию напряжения при комнатной температуре под действием приложенного напряжения $\sigma_o=(0,3\div0,4\div0,6\div0,7\div0,9)\sigma_{0,2}$.

По величине релаксационного эффекта можно качественно судить о степени неоднородности структурного состояния и внутреннем напряжении. Закалка металла способствует образованию избыточной концентрации дефектов в объеме кристаллической структуры и создаёт условия для образования новых препятствий в кристаллографической плоскости скольжения. Наглядно это представлено на примере изменения микротвердости закаленных образцов, состаренных при комнатной температуре в течение 24 часов после релаксационных испытаний.

Неравновесная концентрация вакансий и вакансионных комплексов играет особую роль в развитии неравновесных процессов в кристаллическом теле [3]. Об этом, в частности, свидетельствует АЭ, образующаяся в процессе воздействия упругого напряжения. Наблюдаемая активность сигналов АЭ длится до установления постоянной скорости релаксационного процесса.

Если при нагрузках $\sigma_o=0,3\sigma_{0,2}$ и $\sigma_o=0,6\sigma_{0,2}$ сигналы АЭ характеризуются по уровню одинаковыми значениями, то с увеличением внешней нагрузки возникают сигналы, отличающиеся интенсивностью, что позволяет говорить об образовании более мощных препятствий в сравнении с теми препятствиями, которые могут образовать вакансионные дефекты при взаимодействии с дислокациями.

Выводы:

1. При упругом деформировании при комнатной температуре релаксационный процесс протекает благодаря наличию дефектов в структуре кристаллического титана.
2. Релаксационные характеристики технического титана в значительной мере зависят от температурного режима обработки, влияющей на образование дефектной структуры.

1. Воротников Г.С., Ровинский Б.М. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / В сб. «Релаксационные явления в твердых телах»- М.: Металлургиздат, 1968, с.44-57.
2. Гинсбург Я.С. Релаксация напряжений в металлах.- М.: Машгиз, 1957. – 258с.
3. Лихачев В.А., Владимиров В.И. Вакансионные механизмы температурного последействия – ФММ, 1964, Т. 17, № 5, с. 655-663.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТЕРЖНЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ

Холодарь Б.Г.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь
hbg@list.ru

Циклические нагрузки могут возбуждать появление внутренних напряжений в структуре материала, которые окажутся достаточными, чтобы вызвать потерю устойчивости решетки и нарушение ее структуры. Приняв, что одинаковым воздействиям за цикл нагружения сопутствует одинаковое предельное искажение решетки независимо от номера цикла, а возникающие дефекты получают возможность развиваться наряду с уже имеющимися, приходим к уравнению развития поврежденности

$$\frac{\partial\omega}{\partial t} = \nu\cdot(1+\kappa_\sigma\cdot N)\cdot\sigma_м/\sigma_B\cdot(1-\omega)\cdot\exp\left(\frac{\alpha\sigma(t)}{1-\omega}\right),$$

где $0\le\omega\le1$ и σ – поврежденность и растягивающее напряжение в сечении стержня, t – время, N – число циклов на данный момент времени. Сомножитель σ_M/σ_B учитывает влияние искажения структуры материала при действии максимальных напряжений цикла σ_M, сомножитель exp( ) учитывает активационный характер процессов, сомножитель $(1-\omega)$ исключает из рассмотрения разрушенную зону сечения, σ_B – характеристика прочности материала, ν и α – параметры материала, связанные, соответственно, с частотой появления актов нарушения структуры и с влиянием напряженного состояния на энергию активации этих процессов. Отношение σ_M/σ_B всегда берем по модулю, считая, что уровень искажения решетки материала пропорционален девиатору напряжений. Виброразогрев материала является исключенным.

Коэффициент $k_\sigma = k_o\cdot F(\sigma/\sigma_B, \varepsilon)$ зависит от достигнутого уровня напряженно-деформированного состояния материала. Если материал обладает выраженным пределом усталости σ_S, то $k_o = 0$ при $\sigma < \sigma_S$. Для описания долговечности материалов, не имеющих резко выраженного предела усталости, можно задать коэффициент k_o возрастающим от нуля до единицы на некотором переходном участке. Для многоцикловой усталости принимаем $F = F(\sigma/\sigma_B)$. Считая, что за цикл нагружения скорость роста поврежденности постоянна, для воздействия $\sigma = \sigma_a(s + \mathrm{Sin}pt)$, где $s = \sigma_a/\sigma_m$, σ_m – среднее напряжение цикла, σ_a – амплитуда вибрационной составляющей, из (1) получаем связь $\omega(t)$ в виде уравнения $R(\omega,\sigma, t, t^2) = 0$.

Анализ параметров модели с точки зрения их влияния на долговечность проведен по нескольким направлениям: роль формы функции F и отношения σ_S/σ_B; роль уровня среднего напряжения цикла; роль гидростатической и девиаторной компонент напряжений, выделенных в выражении для энергии активации. Построены диаграммы, связывающие разрушающие уровни σ_a и σ_m при заданном N; обработаны экспериментальные данные для стали 35CD4 и рассмотрена возможность их использования для уточнения формы функции F; показана связь вероятностных распределений долговечности $P \sim \lg N$ с формой расчетной кривой долговечности $\sigma_a \sim \lg t$.

Полученные результаты позволяют сделать вывод об адекватности модели экспериментальным данным и о возможности ее использования для прогнозирования долговечности материалов при циклических нагрузках различной формы. В частности, для блоковых нагрузок вопрос о долговечности материала решается как для случая действия последовательности постоянных напряжений разного уровня.

ВЛИЯНИЕ ВАРИАЦИИ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni_3Ge

Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А.

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

Проведены опыты с быстрым изменением температуры в процессе деформации на монокристаллах сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью напряжений течения. В случае чистых металлов подобные опыты являются одним из методов анализа механизмов термически активируемых процессов деформации. Однако, к сплавам, известных аномальной температурной зависимостью механических свойств, непосредственно приемы термоактивационного анализа, разработанные для чистых металлов неприменимы. Были выяснены особенности отличающих поведение монокристаллов сплава Ni_3Ge от чистых металлов и предложен новый подход к проведению термоактивационного анализа пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

На рис. 1. представлены результаты исследований скачков напряжений, возникающих при вариации температуры деформации от повышенной к комнатной для монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентации [001]. Кривые зависимости $\Delta\tau = f(\tau)$ хорошо описываются линейным соотношением вида:

$$\Delta\tau = c_1(T)\cdot(\tau-\tau_0)+c_2(T). \qquad (1)$$

Аналогичная зависимость имеет место и для чистых металлов и неупорядоченных твердых растворов и носит название закона Коттрела-Стокса. Основное отличие от чистых металлов состоит в том, что кривые $\Delta\tau = f(\tau)$ полностью лежат в области отрицательных значений. С увеличением величины вариации температуры отрицательный скачок напряжений увеличивается, а с ростом деформирующих напряжений уменьшается.

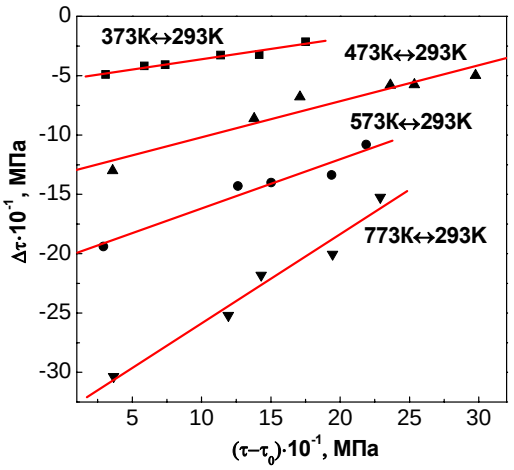


Рис. 1. Зависимость скачка напряжений $\Delta\tau = \tau_{293K} - \tau_i$ от деформирующих напряжений (τ_{293K}) для монокристаллов Ni_3Ge (ось сжатия [001]) при вариации температуры.

Показано, что скачок напряжения при вариации температуры может быть представлен как суперпозиция двух противоположных по знаку скачков напряжения:

$$\Delta\tau = \Delta\tau_{nor} + \Delta\tau_{an}, \qquad (2)$$

где $\Delta\tau_{nor} > 0$ – «нормальная» составляющая скачка напряжения, связанная с реакцией на изменение температуры механизмов, реализующихся также и в чистых металлах (пересечение дислокаций леса), а $\Delta\tau_{an} < 0$ – «аномальная» составляющая скачка напряжения, связанная с самоблокировкой сверхдислокаций. Анализ составляющих позволил получить термоактивационные параметры двух групп механизмов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРОВОЛОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

Билан А.В., *Осипенко В.И., Плахотный А.П.

Черкасский государственный технологический университет, Черкассы, Украина
**Академия пожарной безопасности имени Героев Чернобыля, Черкассы, Украина*
pldecor@rambler.ru

Электроэрозионная вырезная обработка проволочным электродом хорошо известна и широко применяется. Тем не менее, наряду с ее бесспорными преимуществами существует проблема формирования комплекса необходимых свойств полученных поверхностей. Проблемные особенности поверхности после электроэрозионной обработки – макроволнистость, вызванная нежесткостью проволоки–электрода, микрорельеф, определяемый характеристиками эрозионных лунок, зона термического влияния со структурно измененным основным металлом, отложение слоев продуктов эрозии и наличие диффузионных слоев, насыщенных материалом проволоки в результате обратного переноса металла с катода на анод. Соотношение параметров поверхности может меняться в зависимости от выбранных режимов технологических процессов (как правило, многопроходных) [1,2]. Методом решения этой проблемы может служить предлагаемая электрохимическая обработка, которая выполняется сразу после эрозионной обработки на том же оборудовании, тем же электродом, с коаксиальной подачей электролита и определенными параметрами электрических импульсов.

Эффективность применения последующей электрохимической обработки для полного или частичного устранения недостатков электроэрозионного формообразования, во многом определяется адекватностью описания физико-химических процессов съема металла поверхностных слоев подвижным проволочным электродом на относительно небольших межэлектродных промежутках. Расчет процессов электрохимической обработки осуществляется по разработанным математическим моделям. С помощью конформных преобразований теории функций комплексной переменной область, занятая электролитом, круговое сечение проволоки и плоскость детали отображаются на концентрические окружности (кольцевой канал), для которых используется точное аналитическое решение задачи о распределении напряженности электростатического поля. Также получено решение задачи Граца [3] о распределения диффузионных токов при коаксиальном течении электролита в кольцевом канале. Таким образом, можно управлять скоростью и локализацией электрохимического растворения поверхностных слоев, манипулируя распределением плотностей электростатического и диффузионного токов. Кроме этого, на основании решения нестационарных задач о распределении концентрации компонентов электролита и продуктов растворения, найдены оптимальные длительности импульсов при потенциостатическом и гальваностатическом режимах обработки, обусловленные особенностями формирования двойного электрического слоя и процессами пассивации.

Разработана, исследована и внедряется технология электрохимической обработки проволочным электродом, которая совместно с электроэрозионной вырезной технологией составляют гибридную технологию размерной обработки непрофилированным электродом.

Разработана методика расчета скорости электрохимического растворения сталей для данной схемы обработки, что дает возможность гарантированно определить толщину снимаемого слоя при выбранных технологических параметрах.

1. Осипенко В.І. Моделювання теплових процесів руйнації електродів розрядами, характерними для електроерозійного дротяного вирізання // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – 2005. – №4. – С. 52 – 62.
2. Осипенко В.І. Аналітична оцінка впливу просторово-енергетичних характеристик іскрового розряду на об'єм ерозійної лунки на сталевому аноді // Вісник Черкаського державного технологічного університету. – 2003. – №4. – С. 28–31.
3. Ньюмен Дж. Электрохимические системы. – М.:Мир,1977. – 464с.
4. Білан А.В., Осипенко В.І., Ступак Д.О. Експериментальне та теоретичне дослідження ефективності згладжування мікронерівностей за умов електрохімічного полірування дротяним електродом // Прогресивні технології і системи машинобудування: Міжнародний зб. наукових праць. – Донецьк: ДонГТУ. 2009. Вип.. 36. – С10 – 15 .

КИНЕТИКА ДВИЖЕНИЯ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА С РЕБРОМ ПЕРВОГО ПОРЯДКА В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г.

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, Россия
sursaeva@issp.ac.ru

Традиционно рост зёрен связывали с исключительно с движением границ зёрен. По мере роста интереса к свойствам мелкозернистых и нанокристаллических материалов появилась необходимость учитывать и роль других структурных элементов: фасеток, тройных и четверных стыков, рёбер первого и второго рода. В частности, было показано, что для тройных стыков кинетика может сильно отличаться от граничной. В 1951 году Херингом было предсказано существование рёбер на свободной поверхности, а Каном на зернограничной поверхности. Основной целью работы являлось количественное определение кинетических свойств зернограничной системы с ребром в ходе её стационарного движения. В работе экспериментально изучена миграция зернограничной системы в форме полупетли с ребром первого порядка в вершине полупетли в цинке. Исследовались бикристаллы с границей наклона $\left[10\bar{1}0\right]$, но с разными углами разориентации в температурном интервале 598-683К. Угол разориентации выбирался из соображений, чтобы во всём температурном интервале исследования граница не меняла своей формы: в вершине полупетли ребро первого рода. Свойства движущейся границы сопоставляются с её формой. Угол между искривлёнными сегментами полупетли в вершине ребра изменялся в пределах ошибки измерения. Расчитанный по величине угла параметр торможения границы ребром даёт основание утверждать, что при выбранной кристаллографии границ лимитирующим фактором при движении зернограничной системы является ребро. По значениям угла и независимо определённой подвижности исследованных границ были определены подвижности рёбер и энтальпии активации движения зернограничной системы в форме полупетли с ребром.

Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ – ННИО 09 02 91339.

РЕНТГЕНОВСКИЙ СПОСОБ ИЗУЧЕНИЯ СУБСТРУКТУРЫ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ, ВКЛЮЧАЯ ФАЗОННЫЕ ДЕФЕКТЫ

Крячко С.В., Малыхин С.В., Пугачев А.Т., Решетняк М.В.

Национальный технический университет
"Харьковский политехнический институт", Харьков, Украина
malykhin@kpi.kharkov.ua

Икосаэдрические квазикристаллы представляют собой новый класс структур, строение которых характеризуется наличием дальнего порядка при отсутствии трансляционной инвариантности и симметрией 5-го порядка. Чаще всего их синтезируют способом скоростной закалки из расплава. Структура квазикристаллов может содержать как классические для кристаллов точечные и линейные дефекты, так и специфические фазонные дефекты. Этот дефект вносит в структуру локальный химический и топологический беспорядок. На картинах дифракции они проявляются благодаря увеличению ширины и смещению дифракционных максимумов, поэтому их уподобляют дислокационным диполям в кристаллах.

Известно, что для кристаллов с целью раздельного определения размера областей когерентного рассеяния (ОКР, L) и средних микродеформаций (ε) используют способ аппроксимаций. Он основан на анализе зависимости физического уширения отражений от угла дифракции, т.е. от величины модуля дифракционного вектора (Q). В данной работе предпринята попытка модифицировать способ аппроксимации, чтобы в квазикристаллах анализировать кроме L и ε еще и плотность фазонных дефектов- n.

Исходим из того, что в приближении аппроксимации по Коши физическая ширина отражений включает три слагаемых – $\beta = \beta_L + \beta_\varepsilon + \beta_f$. В пространстве обратной решетки ширина, связанная с дисперсностью ОКР, $\beta_L = 1/L$, а уширение от микродеформаций $\beta_\varepsilon = 2\varepsilon Q_{пар}$, где $Q_{пар} = \dfrac{2\sin\vartheta}{\lambda}$ – модуль трехмерного дифракционного вектора отражения от квазикристалла в прямом (параллельном) пространстве. Согласно литературным данным, уширение отражения с индексами Дж.Кана (N,M) от фазонов β_f зависит исключительно от их концентрации и модуля дифракционного вектора в дополнительном (*перпендикулярном*) пространстве – $Q_{перп} = \dfrac{1}{a_q}\sqrt{\dfrac{\tau(N\tau - M)}{2+\tau}}$, где a_q – параметр квазикристалличности, τ = 1,618934… иррациональное число. Вид зависимости β_f выбран таким, какой предлагается для дислокационных диполей [1], а именно $\beta_f \approx b_f Q_{перп}\sqrt{n}$, b_f – величина фазонного перескока. Процедура расчетов заключается в нахождении методом наименьших квадратов вида уравнения плоскости, описывающего ширину как функцию $Q_{пар}$ и $Q_{перп}$. Из уравнения определяются значения L, ε и плотность фазонов. Экспериментальное опробование метода выполнено для образцов систем Ti–Zr–Ni и Al–Pd–Mn, содержащих квазикристаллическую фазу, и которые имели различную скорость закалки при синтезе, а , следовательно, имели различную плотность дефектов.

1. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах.- К.: Наукова думка, 1983, 408 с.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПОТОКОВ ЧАСТИЦ И КВАНТОВ РЕНТГЕНОВСКОГО И ВУФ-ДИАПАЗОНОВ НА СТРУКТУРУ И СУБСТРУКТУРУ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В СИСТЕМАХ Ti–Zr–Ni И Ti–Hf–Ni

[1]Ажажа В.М., [1]Лавриненко С.Д., [2]Крячко С.В., [2]Малыхин С.В., [2]Пугачев А.Т.

[1]Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ „Харьковский физико-технический институт”, Харьков, Украина
slavrinenko@kipt.kharkov.ua
[2] Национальный технический университет “Харьковский политехнический институт”, Харьков, Украина
malykhin@kpi.kharkov.ua

Квазикристаллы представляют собой металлические фазы с дальним ориентационным порядком при отсутствии трансляционной симметрии, а поэтому их рассматривают как перспективные стойкие к радиационному воздействию материалы. Целью данной работы являлось проведение испытаний, моделирующих условия открытого космического пространства, и изучение основных закономерностей эволюции структуры и субструктуры квазикристаллических фаз в системах Ti–Zr–Ni и Ti–Hf–Ni. Образцами служили ленты толщиной 20…70 мкм состава $Ti_{41,5}Zr_{41,5}Ni_{17}$ и $Ti_{41,5}Hf_{41,5}Ni_{17}$, полученные методом скоростной закалки из расплава сверхчистых компонентов. Облучение образцов производили потоками протонов и электронов с энергией 100 кэВ и дозами (1,8; 3,6; 8,5; 13)*10^{16}см$^{-2}$, потоками тормозного рентгеновского излучения с экспозиционной дозой до 10000 рад и квантами вакуумного ультрафиолета (ВУФ) континуумом с $\lambda \geq 120$ нм при плотности потока 10^{15} см$^{-2}$с$^{-1}$ и длительности до 60 часов. Основным методом исследования служила рентгеновская дифрактометрия.

Установлено, что в использованном интервале доз электрон-протонного и ВУФ облучения радиационно-стимулированные фазовые превращения не наблюдаются и икосаэдрическая квазикристаллическая фаза сохраняет свою стабильность. Однако при максимальных >6000 рад дозах рентгеновского облучения наблюдается инициированное частичное превращение исходной икосаэдрической фазы с параметром a_q = 0,5,220 нм в две фазы апроксимантов с ОЦК структурой и периодами решетки 1,428 нм (1/1 –апроксимант) и 1,962 нм (2/1 - апроксимант). При этом для всех видов облучения отмечено изменение субструктуры лент, которое проявляется через изменение ширины и интенсивности отражений. Оно заключается в изменении распределения и плотности точечных и фазонных дефектов, а также дислокаций в исходной структуре и накоплении вторичных радиационных дефектов. Установлено, что изменения размера областей когерентного рассеяния, средних микродеформаций и плотности фазонных дефектов носят немонотонный от дозы характер. Он определяется совершенством структуры в исходном состоянии. Наблюдаемые изменения тем масштабнее, чем выше исходная плотность фазонных дефектов и дислокаций. Они объясняются проявлением радиационной ползучести, которая заключается в образовании точечных дефектов в слое поглощения радиации, последующем выносе их в объем на микронные глубины и взаимодействии с исходными дефектами структуры. При этом эти процессы протекают в поле исходных растягивающих макронапряжений, определяющих направленность потоков.

ИЗМЕНЕНИЕ СУБСТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПЛАСТИН ИТЕРА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ

[1]Гаркуша И.Е., [2]Малыхин С.В., [1]Махлай В.А., [2]Пугачев А.Т

[1] *Институт физики плазмы ННЦ "Харьковский физико-технический институт"*
makhlay@kipt.kharkov.ua
Национальный технический университет
"Харьковский политехнический институт", Харьков, Украина
malykhin@kpi.kharkov.ua

Одним из важных конструктивных элементов современного токамака является дивертор. Поведение вольфрама, рассматриваемого в качестве материала элементов дивертора ИТЭРа, циклически контактирующего с плазмой при срывах тока и граничных локализованных модах, является одной из проблем, определяющих работу токамака. В представленной работе комплексно исследуется эволюция структурного состояния на субструктурном уровне, развитие остаточных макронапряжений и характер формирования поверхностных трещин в зависимости от режима плазменного воздействия, количества циклов и исходной структуры образцов.

Объектами исследований служили образцы вольфрама (99, 99%), изготовленные волочением (первый тип) и прокаткой (второй тип). Их облучали водородной плазмой на квазистационарном плазменном ускорителе КСПУ Х-50 (ХФТИ) при режимах, моделирующих переходные явлениям в ИТЭРе. Исследования морфологии и структуры, субструктуры и напряженного состояния выполняли методами растровой электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Информацию получали путем анализа положения, ширины, интенсивности и характер распределения интенсивности в профиле дифракционных линий. Остаточные макронапряжения (σ) и период решетки в ненапряженном состоянии (a_0) определяли с помощью a-$\sin^2\psi$-графиков.

Установлено, что в исходном состоянии образцы разного типа различаются видом текстуры, величиной рассеяния текстуры и плотностью хаотически распределенных дислокаций. Значение периода a_0 находится в пределах 0,31639…0,31645 нм, что ниже табличного значения для чистого вольфрама (0,31652 нм). Наблюдаемое различие объясняется присутствием вакансий в решетке вольфрама. Наличие асимметрии дифракционных максимумов свидетельствует о присутствии в структуре и вакансионных комплексов. Дефектность структуры выше у образцов, полученных прокаткой. В исходном состоянии выявляются остаточные макронапряжения сжатия величиной -60…-160 МПа, которые при облучении эволюционируют в напряжения растяжения. По мере увеличения количества циклов облучения (N) макронапряжения монотонно возрастают и достигают насыщения при 200…280 МПа. При выходе зависимости на насыщение на поверхности наблюдается формированием первых трещин. С увеличением дозы облучения в глубине образцов, существенно превышающей проникновение водорода, происходит отжиг исходных вакансионных комплексов, формирование комплексов из междоузельных атомов и уменьшение количества хаотически распределенных дислокаций, что сопровождается увеличением периода решетки в ненапряженном сечении. Сценарий и масштаб описанных изменений зависит от степени совершенства исходной структуры, режимов плазменного облучения и температуры образцов при облучении.

СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ FeNiCoAlTa,ОБУСЛОВЛЕННАЯ ОБРАТИМЫМИ γ-α' МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Киреева И.В. Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Караман И*.

Обособленное структурное подразделение Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета», г. Томск, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru
Department of Mechanical Engineering, Texas A&M University, College Station, USA

На монокристаллах ферромагнитного сплава FeNiCoAlTa методами температурной зависимости электросопротивления ρ(T), *in-situ* (нагрев-охлаждение) оптической металлографии и электронной микроскопии исследованы обратимые термоупругие γ-α' мартенситные превращения (МП) при охлаждении/нагреве и под нагрузкой в зависимости от времени старения и ориентации кристалла.

Экспериментально установлено, что сплав FeNiCoAlTa после закалки находится в однофазном состоянии и не испытывает γ-α' мартенситного превращения (МП) при охлаждении в температурном интервале T = 77–373 К. Выделение дисперсных частиц γ'-фазы размером $d \leq 5$ нм приводит к изменению кинетики мартенситных превращений от нетермоупругой в однофазном состоянии к термоупругой в нанокомпозитах с малым температурным гистерезисом ΔT = 20K. Термоупругий характер γ-α' МП доказывается in-situ металлографическим исследованием поверхности кристаллов, когда при охлаждении на поверхности кристалла образуется α'- мартенсит, который полностью исчезает при нагреве. Этому обратимому изменению структуры соответствует обратимое изменение ρ(T) с небольшим температурным гистерезисом ΔT = 20K.

Установлено, что напряжения необходимые для развития γ-α' МП под растягивающей нагрузкой, величина сверхэластичности (СЭ) и механического гистерезиса Δσ, окно сверхэластичности ΔT_{SE} зависят от ориентации кристаллов и температуры испытания. В ориентации [001] при старении достигаются максимальная величина СЭ 6.8%, минимальная величина Δσ = 60–130 МПа и большой температурный интервал СЭ ΔT_{SE} =130–230K. В ориентации $\left[\bar{1}11\right]$, напротив, обнаружены малые значения ε_{SE}=2.0%, высокие значения Δσ = 350–450 МПа и узкий интервал ΔT_{SE} = 55K.

Проведено сравнение СЭ в монокристаллах с осью растяжения [001] и в текстурированных поликристаллах <001>(035) [1]. Показана роль границ зерен в диссипации энергии при γ-α' МП.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-92501-ИК_а, 10-03-00154_а, CRDF RUE1-2983-TO-10.

1. [1] Tanaka Y., Himuro Y., Kainuma R., Sutou Y., Omori T., Ishida K., Science. **327** (2010) №3 1488-1490.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Киреева И.В., Данильсон Ю.Н., Чумляков Ю.И., Кейних К.С.

Обособленное структурное подразделение Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета», г. Томск, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru

На моно- и поликристаллах никелида титана (Ti–Ni–10%Cu, Ti–50.7%Ni, Ti–51.3%Ni, ат.%) исследовано влияние насыщения водородом при T = 300 К и плотности тока j = 70 мА/см^2 на температуры мартенситного превращения (МП), температурную зависимость предела текучести $\sigma_{кр}$ и сверхэластичность (СЭ) при деформации растяжением в интервале температур T = 77–573 К.

Показано, что в однофазных поли- и монокристаллах Ti–50.7ат.%Ni при насыщении водородом температуры начала M_s и конца M_f прямого МП при охлаждении понижаются, а температуры начала A_s и конца A_f обратного МП при нагреве остаются неизменными по сравнению исходным состоянием. Максимальный эффект влияния водорода на температуры МП наблюдается при наводороживании в течение t = 4 часа: в монокристаллах M_s понижается на 11 К, M_f на 40 К; в поликристаллах M_s понижается на 15 К, M_f на 10 К. В монокристаллах Ti–51.3%Ni с частицами Ti_3Ni_4 размером d = 30–40 нм, полученными при старении 673К, 1 час и в монокристаллах Ti–Ni–10%Cu водород не оказывает влияние на температуры МП по сравнение с исходным состоянием.

Установлено, что при насыщении водородом в течение t = 4 часа в однофазных поли- и монокристаллах Ti–50.7ат.%Ni наблюдается, во-первых, рост напряжений $\sigma_{кр}$ при температуре $T \leq M_s$ относительно кристаллов без водорода, что свидетельствует об увеличении сил трения для движения межфазной границы «аустенит-мартенсит». Во-вторых, установлено, что водород увеличивает уровень напряжений $\sigma_{кр}$ для образования мартенсита под нагрузкой, которые описываются соотношением Клайперона-Клаузиуса:

$$\alpha = d\sigma_{кр}/dT = -\Delta S/\varepsilon_0 = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0 \qquad (1)$$

Здесь ε_0 – деформация МП, T_0 – температура химического равновесия фаз, ΔS, ΔH – соответственно, энтропия и энтальпия МП. В состоянии с водородом $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$ оказывается больше, чем в исходном состоянии без водорода. Это означает, что водород не только приводит к повышению M_s, но и изменяет ΔS, ΔH и ε_0. И, наконец, в-третьих, водород упрочняет высокотемпературную B2-фазу.

В однофазных [123] -моно- и поликристаллах Ti–50.7%Ni СЭ не обнаружена в исходном состоянии и после насыщения водородом. Это связано с малым уровнем напряжений высокотемпературной фазы без водорода и после легирования водородом. В закаленных монокристаллах Ti–Ni–10%Cu СЭ имеет место, как в исходном состоянии, так и после насыщения водородом. Установлено, что при наводороживании происходит увеличение механического гистерезиса $\Delta\sigma$ по сравнению с кристаллами без водорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-03-00154 - а.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ, МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И γ–ε–α' МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В.

Обособленное структурное подразделение Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета», г. Томск, Россия, kireeva@spti.tsu.ru

На монокристаллах $[\bar{1}11]$, $[\bar{1}23]$, $[001]$ аустенитной нержавеющей стали (АНС) Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo (мас.%) с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_{ду} = 0.025$ Дж/м^2 и концентрацией азота $C_N = 0$–0.45 мас.% исследовано влияние водорода на ориентационную и температурную зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$, механизм деформации и γ-ε-α' мартенситные превращения (МП) при деформации растяжением.

1. Установлено, что в монокристаллах АНС без атомов внедрения $\tau_{кр}$ не зависят от ориентации кристалла в широком температурном интервале T = 77-573К. Легирование АНС, соответственно, азотом C_N = 0-0.45 мас.% или водородом при плотности тока j = 50мА/см^2 при 300К в течение времени t = 2 -10 часа приводит к появлению ориентационной зависимости $\tau_{кр}$: $\tau_{кр}$ $[001]$>$\tau_{кр}$ $[\bar{1}23]$>$\tau_{кр}$ $[\bar{1}11]$, которая усиливается с увеличением концентрации атомов внедрения.

2. Впервые показано, что сочетание низкой $\gamma_{ду}$ и высокой концентрации атомов азота C_N = 0.45 мас.% или водорода (насыщение при $t \geq 2$ часов) приводит к ориентационной зависимости механизма деформации – скольжения в [001] кристаллах и двойникования в $[\bar{1}11]$. При высокой концентрации атомов внедрения – азота C_N>0.5 мас.% или водорода при времени насыщения T = 2-5 часов двойникование в $[\bar{1}11]$ кристаллах развивается с начала деформации при T = 77-300К.

3. Методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что увеличение времени наводороживания $t \geq 10$ часов приводит к развитию под нагрузкой γ-ε-α' МП в [001], $[\bar{1}23]$ кристаллах АНС при T<198К. На температурной зависимости $\tau_{кр}(T)$ при T<198K наблюдается падение напряжений, так что $\tau_{кр}(T = 77К) < \tau_{кр}(T = 198K)$. Обнаружено, что при одновременном легировании монокристаллов [001], $[\bar{1}23]$ АНС азотом до C_N = 0.25 мас.% и водородом при $t \geq 2$ часов γ-ε-α' МП под нагрузкой в них развивается при T = 77К.

4. Показано, что дополнительное насыщение водородом при t = 2 часа монокристаллов АНС, содержащей C_N = 0.25–0.45 мас.% азота приводит при T = 300К к эффекту упрочнения в $[\bar{1}11]$ кристаллах и к эффекту разупрочнения в $[\bar{1}23]$, $[001]$ кристаллах. В результате имеет место новый тип ориентационной зависимости $\tau_{кр}$: $\tau_{кр}[\bar{1}11] > \tau_{кр}[\bar{1}23] > \tau_{кр}[001]$. Эффект упрочнения в $[\bar{1}11]$ кристаллах при легировании водородом связан с развитием двойникования с начала пластического течения, а эффект разупрочнения в $[\bar{1}23]$, $[001]$ кристаллах – со скольжением и с релаксацией поля упругих напряжений при взаимодействии полных дислокаций с атомами водорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ: № 10-08-92501ИК_а, № 06-08-00151_а и гранта CRDF RUE1-2983-TO-10.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Зельдович В. И.[1], Шорохов Е. В.[2], Добаткин С. В.[3], Фролова Н. Ю.[1], Хейфец А. Э.[1], Хомская И. В.[1], Насонов П. А.[2]

[1] Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2] Российский федеральный ядерный центр - ВНИИ технической физики им. акад. Е.И.Забабахина, Снежинск, Россия
[3] Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия
zeldovich@imp.uran.ru

Равноканальное угловое прессование (РКУП) является самым распространенным методом интенсивной пластической деформации, с помощью которого достигается существенная диспергизация структуры. В РФЯЦ-ВНИИ технической физики предложен высокоскоростной вариант этого метода, использующий импульсные источники энергии. Метод получил название динамического канально-углового прессования (ДКУП). Скорость деформации составляет 10^3-10^5 c^{-1}. Метод позволяет деформировать заготовки большого сечения, не требует прессового оборудования и обладает высокой производительностью. Принципиальное преимущество предложенного метода состоит в том, что к деформации простого сдвига, свойственной РКУП, добавляется высокоскоростная ударно-волновая деформация, которая увеличивает общий результат воздействия.

ДКУП титана при комнатной температуре приводит к существенному измельчению структуры. Однако при этом наблюдаются значительные эффекты локализация деформации: образуются наклонные и продольные полосы адиабатического сдвига (ПАС) и закономерно расположенные трещины. С целью устранения таких нежелательных эффектов ДКУП титана проводится при повышенной температуре; это предотвращает образование трещин и ПАС.

В докладе приводятся результаты исследования макро- и микроструктуры, измерений механических свойств при испытаниях на растяжение технического титана, подвергнутого ДКУП при повышенных температурах в один и два прохода, а также дополнительной теплой прокатке и низкотемпературному отжигу. Структура титана после ДКУП представляет собой дисперсную смесь мелких рекристаллизованных зерен (от 1 до 2 мкм) и деформированных нерекристаллизованных участков (бимодальная или дуплексная структура). Деформированные участки имеют субзеренное строение с размером субзерен 200-300 нм. При втором проходе размер рекристаллизованных зерен уменьшается вдвое по сравнению с ДКУП в один проход, субзерна в деформированных участках приобретают более равноосную форму, и микроструктура становится более однородной. Теплая прокатка образцов, подвергнутых ДКУП, повышает общую плотность дислокаций и создает высокий уровень внутренних напряжений. После ДКУП при 530°С в два прохода предел прочности титана 650 МПа и относительное удлинение 19%. Дополнительная прокатка на 50% при 300°С и отжиг при низкой температуре повышает предел прочности до 790 МПа при сохранении высоких значений относительного удлинения 15%. Таким образом, ДКУП является эффективным методом получения субмикрокристаллического состояния в титане.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА V–4Ti–4Cr В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Дитенберг И. А. [1, 2], Тюменцев А. Н. [1, 2], Корзников А. В. [3], Чернов В. М. [4], Смирнов И. В. [2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[4]*Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара (ОАО «ВНИИНМ»), Москва, Россия*
ditenberg_i@mail.ru

Проведено исследование параметров зеренной и дефектной структуры, а также значений микротвердости сплава V–4Ti–4Cr, в зависимости от величин пластической деформации при кручении под давлением и от температур последующих термических обработок. Структурные исследования и измерение микротвердости проведены в сечениях параллельных и перпендикулярных плоскости наковален на различных расстояниях от оси кручения.

Для количественного определения параметров микроструктуры применялись специальные методы темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок, позволяющие определять относительную долю зерен и субзерен, значения компонент тензора кривизны кристаллической решетки, дефектную структуру объема и границ зерен.

Установлено, что на первом этапе деформационного воздействия ($e < 3$) происходит формирование субмикрокристаллического (СМК) состояния, характеризуемого высокой анизотропией зеренной и дефектной структуры.

При последующей деформации ($e \approx 3$–6.6) наблюдается качественное изменение дефектной структуры внутри СМК зерен. При этом обнаружены нанополосовые структурные состояния с дипольным и мультипольным характером разориентировок и размерами кристаллитов (или нанополос) от нескольких до нескольких десятков нанометров, формирующихся внутри субмикрокристаллов размерами около 100 нм, или (при $e \geq 6$) объединяющихся в мезополосы с ярко выраженным вихревым характером распространения.

Сделано предположение, что образование таких состояний связано с активизацией квазивязких (потоками неравновесных точечных дефектов в полях напряжений) механизмов деформации и переориентации кристаллической решетки, обеспечивающих возможность генерации и распространения нанодиполей частичных дисклинаций и с развитием коллективных эффектов в дисклинационной субструктуре, приводящих к групповому движению нанодиполей внутри мезополос.

Показано, что релаксационные процессы в широком интервале температур характеризуются значительной структурной неоднородностью материала и соответствующих значений микротвердости. Обсуждаются механизмы пластической деформации, обеспечивающие последовательную структурную эволюцию на каждом из этапов деформационного и термического воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального Агентства РФ по образованию ГК № П2544, грантов РФФИ № 09-02-00809-а и Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП Томского государственного университета.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА V–4Ti–4Cr

Гриняев К.В.[1], Дитенберг И.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2], Чернов В.М.[3], Потапенко М.М.[3]

[1]Томский Государственный Университет, Томск, Россия
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[3]ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия
daemonmv@inbox.ru

Проведено обобщение результатов исследования влияния режимов термомеханической обработки (ТМО) на микроструктуру, механические свойства, механизмы пластической деформации и разрушения малоактивируемого сплава системы V–4Ti–4Cr.

В процессе исследования были установлены взаимосвязи зеренной и гетерофазной структуры с уровнем прочности и пластичности. Показано, что разработанные режимы ТМО обеспечивают однородное по объему распределение мелкодисперсных частиц на основе фаз внедрения. Такая модификация гетерофазной структуры приводит к значительному повышению термической стабильности формирующихся структурных состояний и увеличению кратковременной прочности сплава V–4Ti–4Cr в широком (от 20 ºС до 800 ºС) интервале температур.

Показано, что одним из перспективных направлений модификации микроструктуры для повышения высокотемпературной прочности сплава V–4Ti–4Cr является ТМО с применением метода многократного всестороннего прессования (МВП). С одной стороны, применение этого метода деформации снимает ограничения на количество циклов деформационного воздействия. С другой - позволяет получать структурные состояния с высокой запасенной энергией деформации, обеспечивающие возможность значительного уменьшения размеров зерен и более эффективного, по сравнению со стандартным режимом, модифицирования гетерофазной структуры. В совокупности такой подход обеспечивает формирование на заключительной стадии обработки мелкозернистых и субмикрокристаллических состояний с более однородным пространственным распределением мелкодисперсных частиц второй фазы.

Установлено, что в результате применения МВП в качестве элемента ТМО достигается значительное (1.5 – кратное при комнатной температуре и 2 – кратное при T = 800 °C) увеличение предела текучести при сохранении относительно высокого запаса пластичности.

Проведен анализ механизмов упрочнения изучаемого сплава после реализации модифицирующих обработок с соответствующей оценкой их эффективности. Предполагается, что высокие эффекты упрочнения связаны с дисперсным упрочнением при формировании стабильных наноразмерных частиц оксикарбонитридной фазы и зернограничным упрочнением при уменьшении размеров зерен и субзерен.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального Агентства РФ по образованию ГК № П2544 и гранта Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП Томского государственного университета.

МЕХАНИЗМЫ МОДИФИКАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ И ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА V–Zr–C С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Гриняев К.В.[1], Дитенберг И.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2], Чернов В.М.[3]

[1]Томский Государственный Университет, Томск, Россия
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[3]ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия
daemonmv@inbox.ru

С применением методов оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также методик определения параметров механических свойств, проведено исследование особенностей модификации зеренной и гетерофазной структуры сплава V–2.4%Zr–0.25%C–0.04%O–0.01N, (вес. %).

Исследования показали, что при определенных режимах термомеханической обработки (ТМО), удается реализовать такие кинетические условия фазовых превращений [1], что в ванадиевом сплаве с содержанием углерода выше предела растворимости происходит смена механизма трансформации метастабильных фаз в стабильные с превращения «на месте» на механизм растворения грубых частиц на элементах дефектной структуры с последующим выделением мелкодисперсной фазы из твердого раствора.

Установлено, что после модификации в изучаемом сплаве формируется полигональное структурное состояние с характерным размером полигонов около 1 микрона, происходит измельчение и перераспределение выделений частиц фаз внедрения. При этом реализация некоторых вариантов ТМО позволяет получать предельно высокую дисперсность наночастиц второй фазы (размером около 5 нм), обеспечивающих эффективное закрепление элементов дефектной субструктуры и стабилизацию полигональной структуры. Кроме того, наблюдается трансформация строчного пространственного распределения не растворившихся в процессе обработки крупных частиц в распределение сетчатого типа.

Показано, что применение таких режимов ТМО приводит к значительному увеличению прочностных характеристик при комнатной и повышенной (800º С) температуре, с сохранением технологически приемлемых значений пластичности.

Проведен анализ эффективности дисперсного упрочнения по механизму типа Орована с соответствующей оценкой роста напряжений ($\Delta\sigma$) в зависимости от размера и объемной плотности мелкодисперсных частиц упрочняющей фазы.

Обсуждается влияние кооперативного действия твердорастворного, субструктурного и дисперсного видов упрочнения на уровень формируемых механических свойств при разных температурах. При этом показано, что определяющий вклад вносит именно упрочнение мелкодисперсными частицами фаз внедрения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального Агентства РФ по образованию ГК № П2544 и Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП Томского государственного университета.

1. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1989. – 211 с.

СТАДИЙНОСТЬ «ИСТИННЫХ» ДИАГРАММ НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И.

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

Стадийность развития процессов пластической деформации, обсуждаемая в научной литературе, как правило, опирается на базу данных кривых $\sigma - \varepsilon$ без учёта локализации пластической деформации в минимальном сечении образца [1]. Поэтому корреляция стадий развития субструктур со стадиями кривых нагружения не может считаться достаточно полной без учёта геометрического изменения формы в зоне образования шейки.

В работе получены харктеристики диаграмм нагружения крупнозернистого поликристаллов α–Fe и субмикрокристаллического высокопрочного сплава ВТ-6 с учётом формоизменения образца в зоне формирования шейки перед разрушением. Измерение локальной степени пластической деформации в зоне минималь-ного сечения образца производили с использованием возможностей оптико телевизионной системы TOMSC.

Данные о деформационном упрочнении α–Fe и ВТ-6 свидетельствуют о том, что в процессе нагружения материал упрочняется до определённого предела и дальнейшего существенного деформационного упрочнения материала не происходит. Достижению предельного значения упрочнения α–Fe предшествует продолжительная стадия деформационного упрочнения, развивающегося по параболическому закону до глубоких степеней пластической деформации (до 60%). На кривой $\sigma - \varepsilon$, полученной без учёта локальной деформации это соответствует моменту существенного уменьшения внешней нагрузки. Предел прочности материала в зоне разрушения оказывается в 1,5 раза выше, чем временное сопротивление σ_B. Пластичность материала в зоне разрушения превышает 120%.

В случае субмикро-кристаллического сплава ВТ-6 после достижения образца σ_B деформационное упрочнение материала отсутствует вплоть до разрушения. Это вызвано тем, что ВТ-6 уже до испытания был в состоянии предельного деформационного упрочнения в результате предварительной интенсивной пластической деформации.

Проведённые исследования показали, что для выяснения стадийности деформационного упрочнения материала принципиально важен учёт локализации пластической деформации в локальном объёме образца на стадии формирования шейки перед разрушением материала.

Выявленные закономерности и отличия в поведении кривых нагружения исследованных материалов α–Fe и ВТ-6 объясняются на основе подходов физической мезомеханики и неравновесной термодинамики [2].

1. Конева Н.А. Природа стадийности пластической деформации // Соросовский образовательный журнал №10 (1998) 100-105.
2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // Физическая мезомеханика. – Т. 12, № 4. (2009) 7-26.

ОПТИМАЛЬНОЕ КОЛИЧЕСТВО ЖИДКОЙ ФАЗЫ И МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕХПЛАСТИЧНОСТИ

Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Пойда В.П.*, Клепиков В.Ф., Коломак Ю.В.

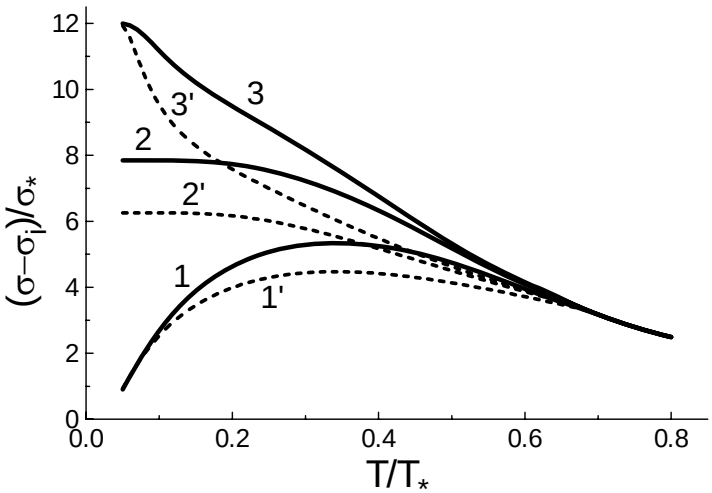
Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
г. Харьков, Украина,
ntcefo@yahoo.com
**Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, г. Харьков, Украина*

Последнее время большое количество публикаций по сверхпластичности посвящено систематическому изучению влияния жидкой фазы на процессы осуществления сверхпластической деформации. При этом жидкая фаза рассматривается не только как дополнительный фактор, способствующий эффективности аккомодации зернограничного проскальзывания, но и как фактор, определяющий вязкий характер сверхпластического течения на макро и на микроуровне. Малоисследованным до настоящего времени является вопрос об оптимальном количестве зернограничной жидкой фазы в условиях высокотомпературной сверхпластичности, а вопрос о модели осуществления зернограничного проскальзывания в этих условиях остается дискуссионным. В настоящем исследовании была выполнена оценка толщины жидкой фазы на межфазных и межзеренных границах в условиях проявления высокотемпературной сверхпластичности для ряда матричных алюминиевых сплавов: АМг6, АК4-1ч, Д16, 6111, 1421, 1420 и «авиаль». Для проведения оценки использовали анализ деталей видов поверхностей разрушения и виды микроструктуры образцов, продеформированных в условиях высокотемпературной сверхпластичности. Также проводили дифференциальный термический анализ и анализ химического состава сплавов. Установлено, что значения толщины зернограничной жидкой фазы в условиях проявления высокотемпературной сверхпластической деформации матричными алюминиевыми сплавами, рассчитанные исходя из различных предположений, находятся в интервале от десятков до нескольких сотен нанометров. Наблюдается некоторый разброс в значениях величины толщины зернограничной жидкой фазы, как для разных сплавов, так и для отдельного сплава в зависимости от используемого подхода к ее оценке. Для создания модели зернограничного проскальзывания в условиях высокотемпературной сверхпластичности к рассмотрению принимались экспериментальные данные о структурном состоянии исследуемых сплавов, кинетике развития жидкой фазы в ходе сверхпластической деформации и данные об эффективной энергии активации сверхпластической деформации. Предпочтение было отдано островковой модели строения границ зерен. При малом количестве жидкости, когда она локализована в островках, а основная часть границы находится в твердом состоянии и характеризуется непрерывной протяженностью по всему поликристаллическому объему, граница представляется как твердо-жидкая. При большом количестве жидкости, когда островками является твердое сопряжение зерен, а жидкость может перемещаться в плоскости границ зерен по всему образцу, граница определяется как жидко-твердая. Каждый из этих случаев может реализоваться в условиях высокотемпературной сверхпластичности в разных микрообъемах образцов. Какая из островковых структур реализуется в том или другом случае, будет зависеть от ряда факторов, таких как концентрация легирующих элементов и, следовательно, количество и объем интерметаллидных фаз, размер зерна, способность растекания жидкой фазы по границам из источников ее образования. К тому же она будет изменяться в каждом конкретном сплаве в ходе самой сверхпластической деформации. Если объем жидкой фазы в ходе деформации будет нарастать до критического уровня, то это вызовет высокотемпературную хрупкость.

АНОМАЛЬНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ВСЛЕДСТВИЕ ИММОБИЛИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ПОДВИЖНЫМИ ПРИМЕСЯМИ

Петухов Б. В.
Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия
petukhov@ns.crys.ras.ru

Довольно давно в качестве возможного механизма аномального роста с температурой предела текучести, экспериментально наблюдаемого в ряде материалов, предлагался эффект динамического старения дислокаций. Однако до настоящего времени сколько-нибудь детальной теории, способной описать это поведение, не существует. В настоящей работе предложен вариант такой теории, дающий синтез двух моделей, одна из которых описывает кинетику иммобилизации индивидуальных дислокаций за счет увлечения примесей [1,2], вторая описывает коллективную динамику дислокационного ансамбля (см. например [3]). Предлагаемая объединенная модель позволяет рассчитывать концентрационную и температурную зависимости вклада примесных атомов в деформирующее напряжение. Теория объясняет различные типы температурного поведения предела текучести материалов, в том числе и возможный при определенных условиях аномальный рост предела текучести в некотором температурном интервале.



Нормальная и аномальная температурные зависимости деформирующего напряжения, следующие из расчета для различных соотношений материальных параметров (сплошные кривые – по модели дислокационного ансамбля Джонстона-Гилмана, штриховые - по модели Александера-Хаазена [3]).

1. Петухов Б. В. Динамическое старение дислокаций в материалах с высоким кристаллическим рельефом: конкуренция диффузии и увлечения примесей. Кристаллография. 2009. Т. 54. В. 1. СС. 68-74.
2. Петухов Б. В. Об упрочнении кристаллов посредством иммобилизации дислокаций подвижными примесями. Кристаллография. 2010. Т. 55. В. 6. СС. 1076–1082
3. Ulrich Messerschmidt. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation. Springer Series in Material Science (Eds.: R.Hull C. Jagadish R.M. Osgood, Jr. J. Parisi Z.Wang H.Warlimont) Heidelberg, Dordrecht, London, New York. 2010.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ И УСТОЙЧИВОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ОСЕВОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Китаева Д.А.*, Рудаев Я.И.**

**Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, г. Санкт-Петербург, Россия*
***Кыргызско-Российский Славянский университет, г. Бишкек, Кыргызстан*
dkitaeva@mail.ru, rudaev36@mail.ru

Задача устойчивости деформационного процесса в термомеханических режимах сверхпластичности рассматривается в контексте общей проблемы локализации деформации.

Несмотря на то, что явление локализации наблюдалось уже при первых опытах на растяжение, вопрос о механизмах его формирования до сих пор считается во многих аспектах дискуссионным. При этом не находит объяснения такой присущий сверхпластичности феномен как «бегущая» шейка. Настоящая работа содержит результаты, позволяющие продвинуться в осмыслении и понимании внутренних изменений, сопровождающих сверхпластическую деформацию динамического типа и подготовку материала к разрушению.

Рассматривается изотермическая задача исследования устойчивости одноосного сверхпластического растяжения цилиндрического стержня, выполненного из алюминиевого сплава без предварительной подготовки структуры (динамическая сверхпластичность). Указанная задача проанализирована с привлечением уравнений механики деформируемого твердого тела, которые с использованием соответствующих модельных представлений пригодны для анализа процессов как сверхпластичности, так и пограничных областей термопластичности и высокотемпературной ползучести. При этом установлена нелинейная связь между приращениями интенсивности напряжений и скоростей деформаций в момент начала локализации.

Основное дифференциальное уравнение задачи представлено в форме зависимости вариаций осевой и радиальной скоростей перемещений от координат. Предложен метод интегрирования разрешающего уравнения относительно вариации скорости радиального перемещения с получением частного решения в цилиндрических функциях и формулировкой условий его существования.

В качестве условия устойчивости деформации выбран критерий А.А. Ильюшина, заключающийся в неотрицательности вариации скорости радиального перемещения на поверхности стержня. Численный анализ критерия устойчивости показал возможность отслеживания устойчивых локализаций («бегущих» шеек).

Исследование проведено на группе алюминиевых сплавов, проявляющих сверхпластические свойства при одноосном растяжении (деформированные сплавы АМг5, 1561 (АМг61), Д18Т и АК8). Подтверждено экспериментально установленное возникновение и развитие «бегущей» шейки в зависимости от температурно-скоростных условий деформирования.

Полученные результаты являются основой для прогнозирования нарушения равномерности пластического течения в условиях однородной осевой высокотемпературной деформации, включая сверхпластичность, и позволяют контролировать явление «бегущей» шейки. Последнее особенно важно для приложений в технологических процессах объемного формоизменения с использованием сверхпластичности.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ДЕФОРМИРОВАННОГО ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Чиркина Л.А., Лазарева М.Б., Оковит В.С. Калиновский В.В., Хаймович П.А., Соколенко В.И., Замлер Е.Г., Пойда В.П*., Брюховецкий В.В., Пойда А.В.****

ННЦ ХФТИ, Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий, г. Харьков, Украина, mlazareva@kipt.kharkov.ua
**Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина МОН Украины*
***Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины*

Исследован алюминиевый сплав 1420, содержащий 5,0–6,0%Mg; 1,9–2,3%Li; 0,09–0,15%Zr; 0,1–0,3%Si; ≤0,3%Fe; 0,1%Ti; 0,3%Mn; 0,005%Na в исходном состоянии (промышленный полуфабрикат), после деформации прокаткой и баро-криодеформированием (БКД) при 77 К в интервале 6,5-60% и последующего отжига при 473 К (1 ч). Определены относительное удельное электросопротивление (ρ_{77K}/ρ_{300K}); микротвердость (H_μ); прочностные характеристики на сжатие при 300 К; температурные зависимости декремента затухания и модуля сдвига в интервале 77–473 К и амплитудозависимое внутреннее трение (а.з.в.т.) при 300 К. Показано, что зависимость $\rho_{77K}/\rho_{300K}(\varepsilon)$ образцов, деформированных прокаткой и БКД, имеет двух-стадийный характер: на первой стадии (до 18%) прирост электросопротивления заметно больший (на 4%), чем на второй (от 18 до 60%), где увеличение ρ_{77K}/ρ_{300K} составляет всего 1%. При этом величина ρ_{77K}/ρ_{300K} больше после прокатки, чем после БКД на одинаковую степень, а после прокатки на 38% и БКД на 60% уровни значений электросопротивления совпадают. Микротвердость после БКД на 20 и 60% повышается на 30 и 47%, соответственно, а отжиг при 473 К снижает H_μ деформированных на 20 и 60% образцов на 30 и 23%, соответственно. Из измерения а.з.в.т. следует, что в результате БКД при 77 К на 60% напряжение «жесткого» закрепления дислокаций не изменилось, а напряжение отрыва дислокаций от «слабых» точек закрепления заметно возросло. Отжиг при 473 К деформированного на 60% образца привел к существенному сдвигу области амплитудонезависимого внутреннего трения и величины напряжений источников Франка-Рида в сторону малых деформаций. На зависимости $\delta(T)$ Al–Li сплава в исходном состоянии обнаружены пики при 200-260 К, 360 К и 395 К, а также резкий рост фона внутреннего трения при $T \geq 425$ К. После БКД на 60% при 77 К возникает деформационный пик с максимумом при 140 К, четко обозначается пик с максимумом при 240 К, существенно (на 100 К) смещается в сторону низких температур участок резкого подъема фона внутреннего трения. После отжига деформированного образца уровень декремента затухания в интервале 100–300 К повышается, появляется новый острый пик с максимумом при 126 К, сохраняется пик с максимумом при 240 К, на зависимости $\delta(T)$ за вычетом фона четко видны два пика с максимумами при 350 и 375 К. Для исходного состояния Al–Li сплава характерна немонотонная зависимость G(T), наличие дефекта модуля сдвига при 200–220 К и перегиб при 350 К. Деформация снижает величину модуля сдвига (на 3%), усиливает его зависимость от температуры, особенно в интервале 360-450 К, и увеличивает количество дефектов модуля сдвига при низких температурах, совпадающих с температурами деформационных пиков внутреннего трения. Отжиг при 473 К деформированного образца приводит к резкому снижению (на 22%) модуля сдвига в интервале 77–200 К.

Полученные результаты обсуждаются с учётом влияния деформации, отжига и охлаждения до 77 К на состояние частиц δ'-фазы (Al_3Li) и интенсивность низкотемпературного полиморфизма лития, появляющегося при растворении δ'-фазы, в сплаве 1420.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ИНФРАКРАСНОЙ ТЕРМОГРАФИИ

Плехов О.А.[1], Уваров С.В.[1], Сенкевич А.Б.[2], Наймарк О.Б.[1]

[1]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
[2]ОАО «Авиадвигатель», Пермь, Россия

Современные экспериментальные исследования эволюции температуры на поверхности пластически деформируемых металлов показали, что, даже в квазистатическом случае, процессы тепловыделения в материале имеют нелинейный характер и существенно зависят как от условий нагружения, так и от предыстории деформирования. Значительное увеличение интенсивности исследований в данной области, наметившееся в последнее десятилетие, связано с тем, что наряду с очевидной фундаментальной значимостью данный класс задач имеет большое прикладное значение. Высокочувствительные инфракрасные детекторы позволяют разрабатывать новые эффективные методы анализа усталостных свойств материала и мониторинга процесса распространения усталостных трещин, основанные на анализе термических предвестников локализации деформации и разрушения.

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования особенностей тепловыделения в металлах (титан Grade 2, титан ВТ6) с мелким размером зерна (порядка 0.1 мкм) при циклическом деформировании.

Особенности циклического деформирования металлов исследовались по схеме Лионга, включающий в себя пошаговое нагружение образца с увеличением амплитуды напряжения на 10 МПа на каждом шаге. В результате показано, что металлы с мелким размером зерна эффективно диссипируют энергию при как при малых, так и при больших амплитудах напряжения. В отличие от состояния с крупным размером зерна, в субмикрокристаллическом состоянии не возникает существенного скачка в скорости диссипации энергии при переходе через предел усталости. Полученные результаты свидетельствуют о способности субмикрокристаллического материала более эффективно задействовать структурный (конфигурационный) канал поглощения энергии при его деформировании, вовлекая в этот процесс весь деформируемый объем.

На основе полученных экспериментальных данных предложена модель процессов накопления и диссипации энергии в металлах. Используя предположение о независимости теплоёмкости материала от величины накопленной повреждённости, температуры и упругой деформации предложено оригинальное разложение диссипативной функции системы на тепловую и конфигурационную части. В рамках модели получены соотношения, определяющие величину β, равную отношению запасённой энергии (W_{st}) к величине пластической работы ($W_p = \tilde{\sigma} : \left(\tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}^e\right)$) и показано, что в случае независимости теплоёмкости и упругих свойств материала от величины накопленных дефектов термодинамический потенциал системы можно аддитивно разложить на упругую, тепловую и структурную части.

Работа выполнялась при финансовой поддержке программы президиума РАН 09-П-1-1010.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЕТЬЕЙ КОМПОНЕНТЫ НА ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВЕ Zr–2,5масс.%Nb

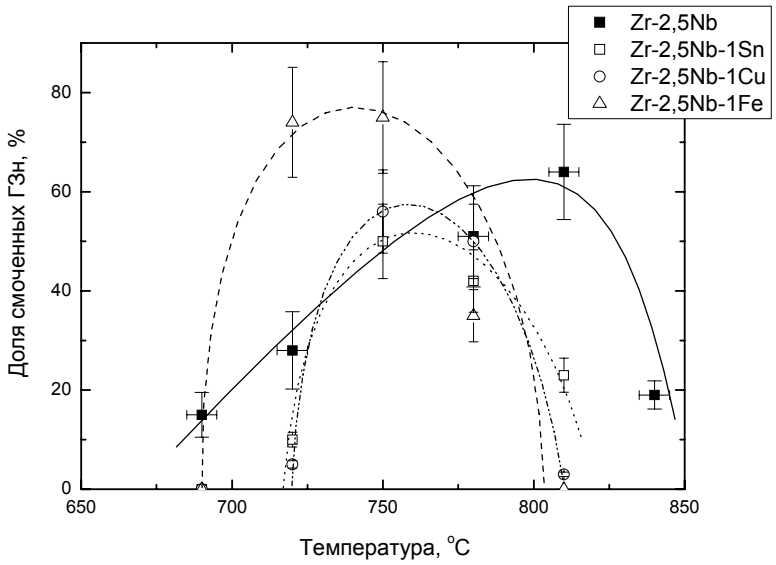
Горнакова А.С., Страумал Б.Б.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
alenahas@issp.ac.ru

Материалы, используемые в ядерных реакторах, должны иметь оптимальный коэффициент производительности, в связи с чем важно знание их свойств, таких как ответная реакция на термомеханическое воздействие и коррозия. Для того, чтобы понять и попытаться улучшить их свойства, необходимы фундаментальные знания объединяющие фазовые диаграммы и фазовые переходы, происходящие в них.

Сплавы циркония широко используются в ядерных реакторах, из-за их высокого сопротивления коррозии. Цирконий является чрезвычайно удачным материалом благодаря легкости эксплуатационного приготовления, хорошей пластичности, сопротивлению радиационному повреждению, низкому термическому захвату нейтронов и превосходному коррозионному сопротивлению.

Цель данной работы было исследовать микроструктуры поликристаллических сплавов Zr–2,5масс.%Nb с добавлением 1 масс.% третьей компоненты Fe, Cu и Sn, в температурном интервале от 620 до 863 °C. Экспериментально показано, что в зависимости от температуры отжига и энергии границы зерен вторая твердая фаза (β-Nb) образует либо цепочку отдельных линзоподобных включений, либо непрерывные однородные прослойки.



Температурные зависимости доли смоченных границ зерен для сплавов:
Zr–2,5 масс. % Nb,
Zr–2,5масс.%Nb–1масс.%Fe,
Zr–2,5масс.%Nb–1масс.% Sn,
Zr–2,5масс.%Nb–1масс.% Cu.

Влияние третьей компоненты оказалось неожиданным. Кривые зависимости доли смоченных границ зерен для трехкомпонентных сплавов от температуры имеют параболический вид. Данный результат интересен и впервые экспериментально продемонстрирован.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00294).

ДЕФОРМАЦИЯ ИЗГИБА ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ УДАРНИКОВ В УСЛОВИЯХ НЕСИММЕТРИЧНОГО РАЗРУШЕНИЯ ИХ ГОЛОВНЫХ ЧАСТЕЙ

Захаров В.М., Хорев И.Е.

Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, город Томск, Россия
khorev@main.tusur.ru

Экспериментально установлено, что существует некоторый переходной диапазон скоростей взаимодействия прочных высокоскоростных ударников с преградами. В этом диапазоне происходит несимметричное разрушение головных частей ударников, которое по форме напоминает «зубило» («ударно–сдвиговая асимметрия») [1]. Так, в опытах с прочными ударниками в виде правильных круговых цилиндров при начальных скоростях взаимодействия $V_0 = (500 \div 1000)$ м/с «угол сколов» 2β головной части ударника изменяется в пределах $2\beta = (90 \div 100)^0$. Скалывание ударников приводит к образованию существенно несимметричных головных частей даже при строго осесимметричном ударе. Это явление ударно–сдвиговой асимметрии нельзя описать в рамках осесимметричной задачи [2].

Дальнейшие исследования разрушения ударников в переходном диапазоне скоростей взаимодействия выявили новый эффект: в процессе проникания в преграду ударников с несимметричной формой головной части (типа «зубило») наблюдаются деформации продольного изгиба ударников. На рис.1 показан после взаимодействия с преградой остаток ударника с сильной деформацией изгиба.

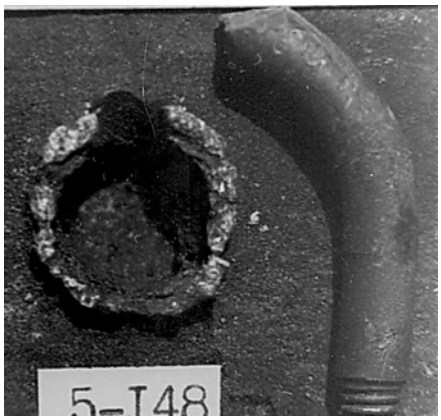


Рис.1 Кратер в преграде средней твёрдости (HB300) и остаток ударника с деформацией продольного изгиба:
- ударник диаметром $d_0 = 6{,}7$ мм;
- начальная длина ударника $20d_0$;
- материал: сталь 60С2А, HRC 52;
- скорость удара $V_0 = 920$ м/с;
- «угол сколов» $2\beta = 100°$;
- глубина кратера в преграде $1{,}4d_0$.

Деформация изгиба ударника происходит именно в плоскости сколов

С повышением скорости взаимодействия разрушение головной части становится всё более симметричным и при $V_0 > 1700$ м/с угол срабатывания 2β увеличивается до $(130 \div 140)^0$ и приближается к полусфере. Деформаций изгиба в этих условиях не наблюдается, процесс внедрения ударника в преграду становится устойчивым и его можно трактовать как внедрение («втекание») тела с переменной массой.

Таким образом, несимметричная форма разрушения головной части («зубило») является фактором, ведущим к изгибу и потере устойчивости ударника. При этом его проникающая способность резко падает.

1. Захаров В.М., Хорев И.Е. Ударно – сдвиговая асимметрия в проблеме высокоскоростного соударения твёрдых тел. Письма в ЖТФ, 2010, (в печати).
2. Хорев И.Е. Физическое и математическое моделирование разрушения материалов и конструкций по анализу предразрушения соударяющихся тел. Химическая физика, 2002, том 21, № 9,с. 17-21.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ОЦЕНКИ ПРОЦЕССОВ ДВОЙНИКОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Y_3Al_5O_{12}$, Y_2O_3 и Lu_2O_3 И ИХ РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ ЛАЗЕРНЫХ КЕРАМИК

Акчурин М.Ш., Ковальчук М.В., Купенко И.И.

Учреждение Российской академии наук Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, г. Москва, Россия
akchurin@ns.crys.ras.ru

При изучении любых проявлений пластической деформации сразу встает вопрос об участии в этих процессах дислокаций. Однако есть кристаллы и способы деформирования, когда дислокационная пластичность затруднена и/или пластическая деформация осуществляется без участия дислокаций. К таким кристаллам относятся тугоплавкие оксиды Y_2O_3, Lu_2O_3 и $Y_3Al_5O_{12}$.Основным механизмом пластической деформации данных монокристаллов являются процессы двойникования. Неметаллические кристаллы кубической сингонии обычно двойникуются по плоскости (111), т.к. они не теряют в плотности упаковки (кубическая плотнейшая упаковка переходит в гексагональную плотнейшую упаковку).

В работе с помощью программы Diamond версии 3 фирмы Crystal Impact были смоделированы двойники в структурах Y_2O_3, Lu_2O_3 и $Y_3Al_5O_{12}$, а так же произведены энергетические оценки их образования. Двойники получали вращением части структуры в плоскости (111) вокруг оси 3-ого порядка на 60°. Аналогичные двойники получаются при двойниковании по плоскости (111) в направлении [112]. Следует заметить, что все кристаллы, обладающие осью третьего порядка, при повороте структуры вокруг неё на 60°, вообще говоря, могут образовывать подобные двойники, так как происходит как бы разворот на 180°.

Энергетические оценки были основаны на сравнении статической энергии монокристалла и соответствующего двойника. Статическая энергия оценивалась с помощью парных полуэмпирических потенциалов: кулоновский потенциал, потенциал Борна-Майера, отвечающий за короткодействующее отталкивание, потенциал Ван-дер-Ваальса и потенциал Морзе, имитирующий ковалентное взаимодействие. Вычисления производились с помощью программного пакета MatLab.

Расчёты показали, что появление двойника в структуре $Y_3Al_5O_{12}$.меняет энергию решётки на 5%, а в Y_2O_3 и Lu_2O_3 на 6,7% и 3% соответственно. Для структур Y_2O_3 и Lu_2O_3 были построены двойники и другого типа – вращение в плоскости (111) происходило вокруг оси, сдвинутой относительно оси 3-ого порядка в направлении [110] на расстояние $\frac{a\sqrt{2}}{3}$. В этом случае изменение энергии составляет 5,2% для Y_2O_3 и 0,3% для Lu_2O_3. Предложены механизмы релаксации возникающих напряжений, основанные на изменении стехиометрии в близлежащих к плоскости двойникования слоях.

Обсуждается определяющая роль процессов двойникования в механизмах образования высоко прозрачных оптических керамик.

НАНОДИПОЛИ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ КАК НОСИТЕЛИ НЕКРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО СДВИГА И ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Дитенберг И. А. [1, 2], Тюменцев А. Н. [1, 2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
ditenberg_i@mail.ru

При интенсивной пластической деформации Ni и ОЦК сплавов на основе V, Ta и Mo–Re на наковальнях Бриджмена внутри зерен размерами от 50 до 250 нм обнаружены высокодефектные структурные состояния дипольного и мультипольного типа с характерными размерами нанокристаллов менее 10 нм, малоугловыми границами разориентации и необычно высокими (сотни град/мкм) значениями упругой кривизны кристаллической решетки и локальных градиентов внутренних напряжений. Предполагается, что важными факторами формирования этих состояний являются, во-первых, дипольный или мультипольный характер наноструктурного состояния, приводящий к значительному уменьшению внутренних напряжений за счет перекрытия полей напряжений противоположных знаков; во-вторых, масштабный фактор - малый размер зоны высокой кривизны, определяющий невысокие значения возникающих в них внутренних напряжений.

На начальных этапах формирования указанных выше состояний обнаружены нанополосы переориентации шириной несколько нанометров, ограниченные нанодиполями частичных дисклинаций или дислокациями некристаллографического сдвига с эффективными векторами Бюргерса в несколько раз меньшими векторов Бюргерса решеточных дислокаций.

Предложен механизм образования таких нанополос и указанных выше дипольных и мультипольных субструктур наномасштабного уровня – движение нанодиполей частичных дисклинаций или дислокаций некристаллографического сдвига, контролируемое направленными потоками неравновесных точечных дефектов в полях генерируемых нанодиполями высоких локальных градиентов нормальных компонент тензора напряжений. Проведен анализ основных физических факторов и условий реализации этого механизма.

При значениях истинной логарифмической деформации $e > 6$ обнаружено образование мезополос деформации, представляющих собой пачки нанополос шириной от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным характером разориентировок. Распространяясь в некристаллографических направлениях, эти полосы формируют ярко выраженные вихревые структуры и многочисленные нанопоры. Предположено, что эти особенности связаны с развитием коллективных эффектов в дисклинационной субструктуре, приводящих к групповому движению нанодиполей и квадруполей частичных дисклинаций.

Реализация указанных выше механизмов обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования дефектной субструктуры при пластической деформации металлических материалов с образованием структурных состояний с размерами нанокристаллов несколько нанометров и высокими локальными градиентами ориентации кристаллической решетки.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального Агентства РФ по образованию (ГК № П2544), грантов РФФИ № 09-02-00809-а и Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8).

ОСОБЕННОСТИ АНИЗОТРОПИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Дитенберг И. А. [1, 2], Тюменцев А. Н. [1, 2], Корзников А. В. [3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
ditenberg_i@mail.ru

Проведено обобщение результатов структурной аттестации и данных по измерению параметров микротвердости металлических материалов после кручения в наковальнях Бриджмена в зависимости от степени деформации. Исследование микроструктуры и измерение значений микротвердости проведено в сечениях параллельном и перпендикулярном плоскости наковален на различных расстояниях от оси кручения.

Установлено, что в высокопрочных ОЦК материалах (V–4%Ti–4%Cr (вес.%), V–Mo–ZrO_2, Mo–47%Re (вес.%), Mo–47%Re–0,4%Zr (вес.%), Ta (99,99 %), сплавы ниобия ВН-2АЭ и 5ВМЦ) уже после кручения на один оборот формируется сильная анизотропия микроструктуры. Размеры зерен в направлении оси кручения (перпендикулярном плоскости наковален) не превышают 100 нм, что в несколько раз меньше, чем размер зерен в направлениях параллельных плоскости наковален, достигающий 250 – 500 нм. При этом отличительными параметрами для каждого материала являются размеры зерен и субзерен, а также характеристики упруго-напряженного состояния.

В субмикрокристаллической Cu (99,98%) анизотропная структура характеризуется высокой плотностью микродвойников и полос локализованной деформации, расположенных параллельно плоскости наковален в направлениях максимальных сдвиговых напряжений. В то же время, в ГПУ Ti (99,99 %) и ГЦК Ni (99,999 %) даже после кручения на пять оборотов не наблюдается каких-либо признаков анизотропного структурного состояния. Формирующиеся в процессе деформации никеля наноразмерные двойники не имеют какой-либо преимущественной ориентации, а структура титана представлена практически равноосными зернами размерами менее 100 нм.

В процессе измерения микротвердости во всех изученных в работе материалах после кручения на один оборот обнаружен неоднородный характер упрочнения центральной и периферийной частей образцов. Установлено, что только при достижении характерных для каждого материала степеней деформации наблюдается выравнивание параметров микротвердости на различных расстояниях от центра.

Проведен анализ влияния прочностных характеристик и релаксационной способности изученных в работе материалов на особенности формирования анизотропии микроструктуры и механических свойств. Рассмотрены возможные механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при формировании нанокристаллических и субмикрокристаллических структурных состояний в условиях интенсивного деформационного воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Федерального Агентства РФ по образованию ГК № П2544, грантов РФФИ № 09-02-00809-а и Президента Российской Федерации (МК-85.2011.8). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП Томского государственного университета.

ПРЯМЫЕ И ОБРАТНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Литовченко И. Ю. [1, 2], Тюменцев А.Н. [1, 2], Захожева М.И. [2], Корзников А.В. [3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
litovchenko@spti.tsu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы особенности дефектной структуры и изменение фазового состава метастабильной аустенитной стали типа 304 после больших пластических деформаций прокаткой и кручением под давлением.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию α' и ε мартенситных фаз. При этом ε – мартенсит является промежуточной фазой, объемное содержание которой не превышает 4%, с увеличением степени деформации испытывающей ε → α' мартенситное превращение. Объемное содержание α' – мартенсита возрастает с увеличением степени деформации и может достигать значений ~ 50–70%. При $e \approx 4$–7 (e – истинная логарифмическая деформация) в условиях кручения под давлением обнаружена тенденция к снижению объемного содержания α' – мартенсита, что свидетельствует о реализации обратных α' → γ мартенситных превращений в этих условиях.

Исследования особенностей дефектной структуры показали формирование неоднородных субмикро- и нанокристаллических структурных состояний. При этом наблюдаются области с преимущественным содержанием одной из фаз и двухфазные (γ + α') области. Показано, что характерными особенностями дефектной структуры аустенита является формирование деформационных микро- и нанодвойников и полос локализации деформации с внутренней фрагментированной структурой. В полосах обнаружены фрагменты, имеющие разориентировки, близкие к ~ 60°<110>, ~ 50°<110> и ~ 35°<110>. Формирование таких фрагментов разориентации может быть описано реализацией механизма прямых плюс обратных (γ → α' → γ) превращений мартенситного типа, с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам [1, 2]. В мартенсите формируются полосовые структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками. Обнаружено формирование фрагментов (в том числе фрагментов полос локализации деформации) с разориентировками, близкими к ~ 60°<110> и ~ 35°<110>. Внутри отдельных фрагментов обнаружено формирование тонких наноразмерных пластинок деформационного ε – мартенсита.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы фазовых превращений и формирования наноструктурных состояний исследованной стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-00809-а.

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П. и др. // ФММ. 2003. Т. 95. № 2, 3. С. 86-95, С. 88-96.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Литовченко И. Ю. [1, 2], Дитенберг И.А. [1, 2], Тюменцев А.Н. [1, 2], Корзников А.В. [3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
litovchenko@spti.tsu.ru, ditenberg_i@mail.ru

Проведено обобщение результатов электронно-микроскопического исследования особенностей механического двойникования в хромоникелевой аустенитной стали (02Х17Н14М2) и чистых Cu (99,99 %) и Ni (99,99 %) после кручения под давлением до разных степеней пластической деформации.

Показано, что в аустенитной стали механическое двойникование является одним из основных механизмов деформации практически на всех стадиях деформационного воздействия. Уже после кручения на один оборот весь объем материала представлен смешанной структурой из пакетов микродвойников, формирующихся в благоприятно ориентированных зернах, и систем микрополос некристаллографического сдвига, преимущественно распространяющихся в направлениях максимальных сдвиговых напряжений. После аналогичных степеней деформации в чистых Cu и Ni формируется неоднородное состояние, характеризуемое мелкокристаллическими (1–3 мкм) и субмикрокристаллическими (0,3–1 мкм) зернами с крайне редко встречающимися двойниками.

В процессе деформации ($e \approx 3.5 \div 5$) аустенитной стали увеличивается плотность микродвойников, которые, действуя по одной или нескольким системам, практически полностью заполняют субмикрокристаллические зерна, разделенные большеугловыми границами. При таких же степенях деформации в Cu и Ni наблюдается интенсивное формирование субмикрокристаллической структуры с участками с низкой плотность дефектов, что, по нашему мнению, является следствием протекания процессов типа динамической рекристаллизации.

После больших ($e \approx 6$) деформаций в стали формируется своеобразный структурный композит из субмикрокристаллических и нанокристаллических зерен, заполненных нанодвойниками (3–10 нм) в некоторых случаях чередующихся с наноразмерными прослойками ε-мартенсита. В то время как в сильнодеформированных Cu и Ni механическое двойникование реализуется преимущественно только в зонах динамической микрорекристаллизации с формированием сильнодефектных двойников наномасштабного размера. С применением методики анализа дискретных и непрерывных разориентировок в изучаемых материалах проведено детальное исследование тонкой дефектной структуры нанодвойников, формирующихся при больших степенях деформации.

Обсуждается влияние прочностных свойств, релаксационной способности и энергии дефекта упаковки изученных ГЦК материалов на процессы механического двойникования при интенсивном деформационном воздействии. Так же анализируется и кооперативный характер действия различных механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-00809-а. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

ПРОЦЕССЫ ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni_3Ge, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ВДОЛЬ НАПРАВЛЕНИЯ [$\bar{1}$ 3 9]

Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. (мл), Шалыгина Т.А.

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

Среди сплавов со сверхструктурой $L1_2$, проявляющих аномальную температурную зависимость механических свойств процессы ползучести, в основном изучались на сплавах базирующихся, на Ni_3Al [1, 2]. Также ползучесть изучалась на монокристаллах Ni_3Ge, ориентированных вдоль осей [100], [$\bar{1}$22], [$\bar{2}$34], [3–6]. Изменение ориентации оси деформации кристаллов сплава Ni_3Ge влияет на его механические свойства. Исследование этого явления представляет особенный интерес в том случае, когда ось деформации монокристаллов незначительно отклонена от кубического направления. Это связано, прежде всего, с тем, что в таком случае оказывается возможным проявление в процессах деформации как октаэдрических, так и кубических скольжений. В связи с этим задачей настоящего исследования стало выявление особенностей процессов активной деформации и ползучести монокристаллов с ориентацией [139], близкой к кубическому направлению.

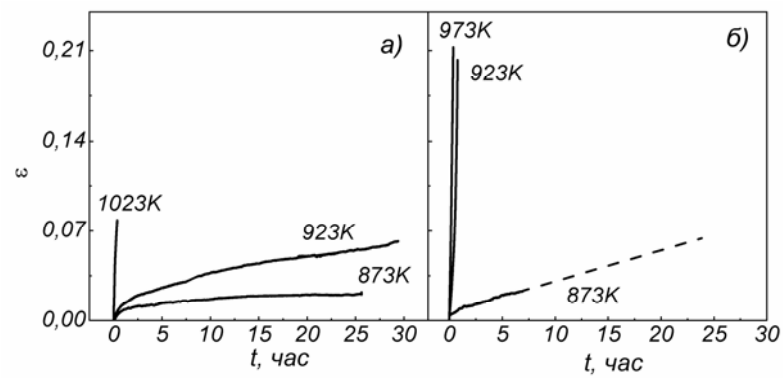


Рис. 1. Кривые ползучести монокристаллов Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация [$\bar{1}$39]; нагрузка (*а*) σ = 320 МПа; (*б*) σ = 850 МПа

В процессе ползучести при разных температурах выявляются кривые течения, как с низкой, так и с высокой скоростью стационарной ползучести (рис. 1). Так же как и в случае ориентации [100], проявляющей октаэдрическое скольжение [3], обнаружена инверсная высокотемпературная ползучесть. Монокристаллы сплавов деформируемые вдоль оси [$\bar{1}$39] демонстрируют в высокотемпературной области суперлокализацию деформации.

1. Hemker K.J., Nix W.D. // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 1989. V. 133. P. 481.
2. Hemker K.J., Nix W.D., Mills M.J. // Acta met. Mater. 1991. V. 39. P. 1901.
3. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А Исследование ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009. - № 4, С. 53-59.
4. Соловьева Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Ползучесть интерметаллидов со сверхструктурой L12 Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009, т. 6, №3, С. 41-54.
5. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. Изучение кривых ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge разной ориентации Изв. ВУЗов. Физика. – 2009. - № 9/2. С. 98-107.
6. Соловьева Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Влияние оси деформации на ползучесть монокристаллов сплава Ni_3Ge. Известия РАН Серия физическая, 2011. т.75, №2, С. 222–226.

ПОВЕРХНОСТЬ КАК ИНСТРУМЕНТ ПОЗНАНИЯ В РАСЧЕТАХ КОНТИНУАЛЬНЫХ СИСТЕМ НА ПРОЧНОСТЬ И ЖЕСТКОСТЬ

Ершов В.И.

Российская Академия Естествознания, Москва, Россия
fish-silver@Yandex.ru

Поверхность в науке выполняет многофункциональную роль. Если она является конечным результатом исследований, то роль поверхности – объект познания. Это имеет место в математике с появлением функций двух переменных. Позднее поверхность в ряде задач приобрела роль инструмента познания, позволяя делать выводы по поводу свойств других объектов исследований..Это присутствует, например, в теориях прочности материалов [1].

Своеобразной поверхностью является поверхность, соответствующая перемещениям в задаче Фламана, поскольку эта поверхность при традиционном подходе невидима, ибо все точки полуплоскости в процессе деформирования остаются в одной и той же плоскости, что совершенно исключает проявление эффекта пространства. Поверхность можно сделать осязаемой, если все векторы перемещений повернуть на 90^0 . Геометрическое место концов этих векторов дает искомую поверхность в цилиндрической системе координат. Функция U является приращением аргумента и потому область её определения имеет неизвестные границы. Значение аргумента в недеформированном состоянии есть переменная Лагранжа (Рис.1). Этот рисунок некорректен: нет приращения координат – нет и функции (модуль |U| должен быть равен нулю).

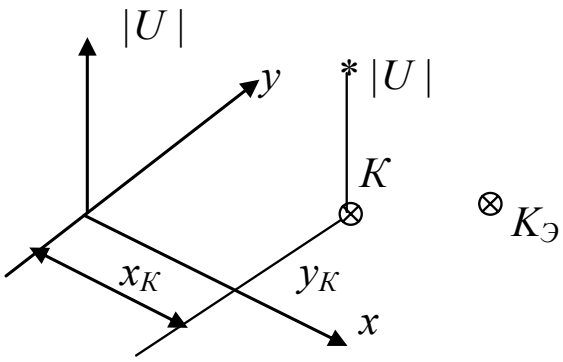


Рис.1

Если система отсчета отрицает искомую функцию, то эта система не может быть применена к корректному решению проблемы. В данной задаче, если координаты точки являются переменными Лагранжа, то они отрицают приращение координат и, следовательно, саму искомую функцию. Если же точка перемещается, то искомая функция существует, но при этом координаты точки являются переменными Эйлера. Задачу представляется возможным решить только в переменных Эйлера.

Корректной картина для такой поверхности в переменных Эйлера будет, если отрезок |U| перемещается из точки К в её новое положение $К_Э$.

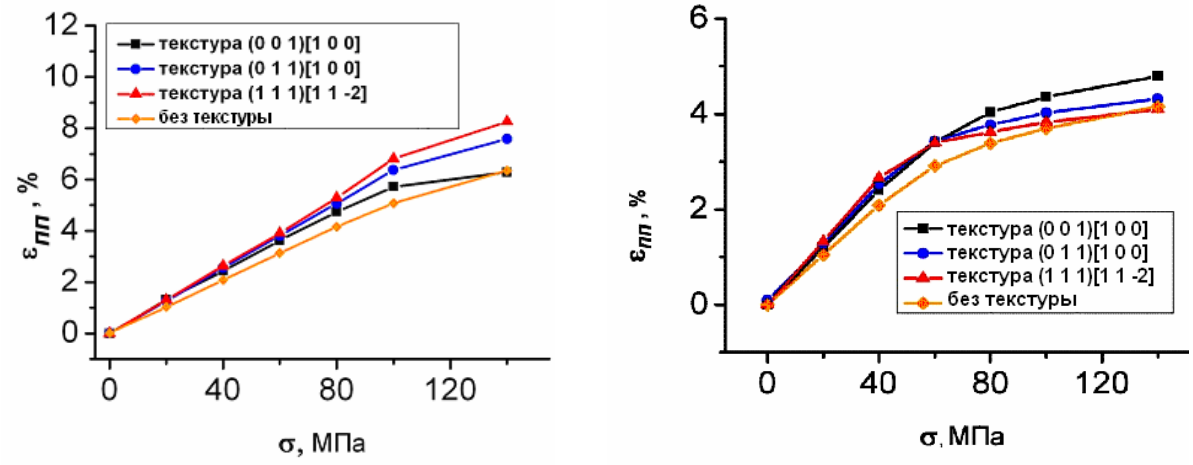
1. Лебедев А.А., Ковальчук Б.И. Ламашевский Б.П., Гигиняк Ф.Ф. Расчеты при сложном напряженном состоянии (определение эквивалентных напряжений)//АН УССР. Институт проблем прочности-Киев-1979, 64 с.

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ТЕКСТУРЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОБРАЗЦЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Волков А.Е., Евард М.Е., Емельянова Е.В.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия
volkov@math.spbu.ru

Методом микроструктурного моделирования [1] рассматривали влияние текстуры на эффект пластичности превращения в никелиде титана. Рассматривали текстуры с преимущественными ориентациями: (001)[100], (011)[100], (111)[11$\bar{2}$] и индексами остроты *J* соответственно равными 47.8, 68.0, 45.9. Изучали поликристалл, состоящий из 100 зерен. Моделирование показало, что текстура по-разному влияет на пластичность превращения при действии растягивающего, сжимающего или сдвигового напряжения (рис.1).



а) *б*)

Рис.1. Зависимости деформации пластичности превращения от растягивающего (а) и сжимающего (б) напряжения.

Например, образец с текстурой (001)[100] при растяжении накапливает наименьшую, а при сжатии – наибольшую деформацию. Во всех случаях наличие текстуры, как правило, влечет увеличение деформации пластичности превращения на величину до 1%, при этом максимальное ее значение при растяжении, сжатии, сдвиге достигается на образцах с различными текстурами. На величину деформации пластичности превращения влияет не только преимущественная ориентация, но и острота текстуры, при этом деформация пластичности превращения может иметь немонотонную зависимость с максимумом от индекса остроты текстуры.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-01-00671.

1. Волков А.Е. Микроструктуроное моделирование деформации славов при повторяющихся мартенситных превращениях. Известия Академии Наук, 2002, Т. 66, №9, стр. 1290-1297.

ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Гладковский С.В., Коковихин Е.А., Смирнова С.В., Трунина Т.А.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
gsv@imach.uran.ru

Одним из перспективных технологических направлений в создании слоистых композитов из разноименных металлов и сплавов рассматриваются сварка взрывом, давлением и накопительная пакетная прокатка с соединением слоев. Использование указанных методов позволило получить слоистые металлические композиты на основе алюминия и его сплавов, меди М1, сталей 20, 12Х18Н10Т, 08кп, 09Г2С (от 3 до 49 слоев) с повышенным комплексом физико-механических и служебных свойств. Замеры микротвердости показали, что наиболее высокая интенсивность упрочнения достигается во внешних слоях из аустенитной стали 12Х18Н10Т, в которых после сварки взрывом и холодной прокатки образуется до 25% α'-мартенсита деформации. При холодной деформации ($\varepsilon > 50\%$) в стальных прослойках появляются трещины расслоения, что исключает возможностью дальнейшего упрочнения композитов. Полученные сваркой взрывом трехслойные соединения «МедьМ1–Сталь20–МедьМ1» и «Сталь12Х18Н10Т–Сталь20–Сталь12Х18Н10Т» после дополнительной холодной прокатки ($\varepsilon = 50\%$) обладают достаточно высокими прочностными и пластическими свойствами ($\sigma_{0,2}$ = 500–860 МПа, σ_B = 530–1080 МПа, δ = 7–15%, ψ = 38–57%). Повышенная прочность указанных композитов по сравнению с исходными материалами связывается с уменьшением размера зерна в металлических слоях при сварке взрывом и последующей прокатке с 40–60 до 2–5 мкм. Наличие вязких внешних слоев из меди и стали 12Х18Н10Т способствует сохранению высоких значений ударной вязкости слоистых композитов вплоть до температуры испытаний –70°С. Инструментированные ударные испытания показали, что для всех изученных сварных композитов работа распространения трещины ($A_р$) существенно превышает работу зарождения трещины ($A_з$), что свидетельствует о значительном запасе конструкционной прочности данных материалов в условиях динамического нагружения.

В полученных методом накопительной пакетной прокатки трехслойных композитах на основе алюминиевого сплава АМг3 центральной прослойкой являлась скомпактированная непосредственно в процессе горячей прокатки смесь ультрамелкодисперсных порошков алюминия и карбида бора (бораль). Механические свойства композитов с порошковыми прослойками различного состава и дисперсности варьировались в пределах $\sigma_{0,2}$ = 165–245 МПа, σ_B = 225–270 МПа, δ = 3–7%, ψ = 9-22%.

Проведенный микрофрактографический анализ позволил выявить особенности разрушения слоистых композитов при испытаниях на растяжение и ударную вязкость в зависимости от их состава, технологии получения и режимов упрочняющей обработки.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН № 22 «Фундаментальные проблемы механики взаимодействий в технических и природных системах» и Гранта РФФИ-Урал (проект 10-02-96041).

ЭВОЛЮЦИЯ ПОЛЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ РАЗВИТИЯ ПРЯМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Вьюненко Ю.Н.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
vjunenko@smel.math.spbu.ru

В рамках механизма остаточных напряжений [1] проведен расчет формоизменения пластины, изогнутой в аустенитном состоянии. Предполагали, что при деформировании были реализованы условия идеального изгиба. Охлаждение пластины происходит с поверхности с постоянной скоростью. В интервале температур фазового переходы учитывали выделение скрытой теплоты превращения, «дефект» модуля упругости и зависимости интервала превращения от предварительной пластической деформации. Физические константы для численного эксперимента выбраны близкими соответствующим характеристикам эквиатомного сплава TiNi.

Расчет эволюции распределения температур по толщине пластины проводили методом сеток.

Радиус кривизны R_x определяли из уравнения равновесия моментов остаточных напряжений:

$$\int_0^{r_0} E(u)\frac{r^2}{R_x}dr - \int_{r_y}^{r_0} E(u)r\left(\frac{r}{R_0} - \varepsilon_y\right)(1-\eta)\,dr = 0\,,$$

где $E(u)$ – температурная зависимость модуля Юнга, R_0 – радиус оправки, задающий первоначальную форму, r_u – расстояние от нейтрального слоя до границы зоны упругой деформации, ε_y – деформационный предел упругости, η – параметр, определяемый аппроксимацией закона деформирования материала, r_0 – полутолщина пластины.

Показано, что деформационные процессы при прямом мартенситном превращении могут развиваться как в сторону восстановления первоначальной формы, так и усиливать кривизну изогнутой пластины. Отмечена возможность ситуации, при которой исходная геометрия деформируемого тела сохраняется в низкотемпературном состоянии.

Для всех случаев деформационных процессов проведены расчеты полей остаточных напряжений. Приведена эволюция распределения напряжений по сечению рассмотренного образца в процессе его остывания. Их уровень оказался значительно ниже соответствующих величин, полученных в [2] для эффекта памяти формы при нагреве.

1. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение.№12, 2003, С. 2-6.
2. Вьюненко Ю.Н. Изменение поля напряжений в результате развития эффекта памяти формы. // Сб. материалов XIX Петербургских Чтений по проблемам прочности, 2010. – Ч.2. – С.318-319

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ «ВЫЛЕЖИВАНИЯ» ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20, ПОДВЕРГНУТЫХ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ, НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Черняева Е.В., Мерсон Д.Л.
СПбГУ, Санкт-Петебург, Россия; ТГУ, Тольятти, Россия
lena@smel.math.spbu.ru

В работе [1] было систематически изучено влияние малоцикловой усталости образцов из стали 20, вырезанных из электросварных прямошовных труб производства ТЭСЦ-3 ТЭСК МСД ОАО «Выксунский металлургический завод», на параметры акустической эмиссии (АЭ) при индентировании. Было обнаружено, что при уколах в зонах локализованной деформации спектр сигналов АЭ искажается и происходит аномальный рост количества сигналов, регистрируемых за один укол: для неразрушенных образцов – в областях пересечения локализованных полос скольжения или в области шейки; для разрушенных образцов – по обе стороны вблизи от места разрушения. Было предположено, что указанные «аномалии» могут быть связаны с накоплением внутренних напряжений в материале в результате циклического нагружения. Если это так, то, из-за релаксации внутренних напряжений, с течением времени картина должна меняться. Для проверки этого на ряде образцов были проведены повторные испытания через 3 месяца и через 1 год.

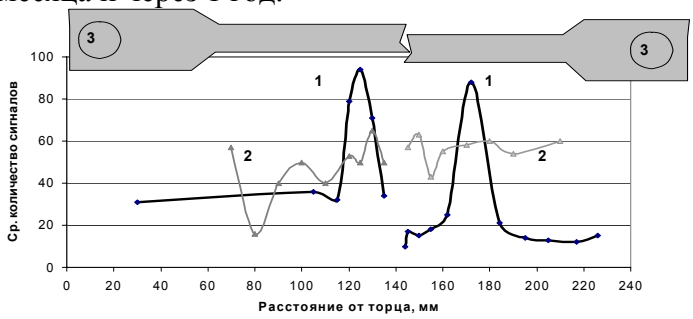


Рис.1. Распределение усредненного по 3 уколам количества сигналов АЭ при индентировании образца стали 20, разрушенного после 3860 циклов нагружения. 1 – через 1 неделю после испытаний, 2 – через 1 год. 3 – расположение датчика АЭ.

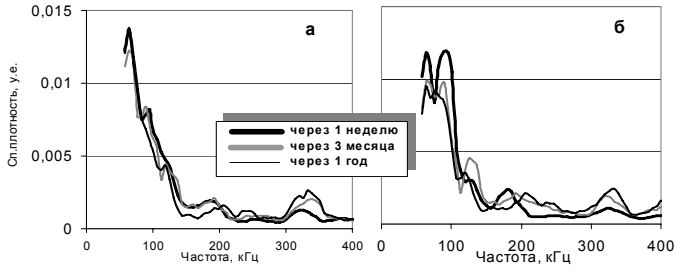


Рис.2. Форма кривой спектральной плотности сигналов АЭ при индентировании в недеформированную область (а) и в зоне локализованной деформации (б).

Было обнаружено, что в течение года спектры регистрируемых сигналов практически не изменились: форма кривых спектральной плотности и характер искажений их в зонах локализованной деформации остались прежними, наблюдалось лишь небольшое увеличение доли высоких частот в спектрах (рис.2). Однако распределение количества сигналов по длине образца стало более равномерным (рис.1).

Из полученных результатов можно сделать вывод о том, что форма кривой спектральной плотности, вероятнее всего, определяется состоянием (структурой) металла, а распределение количества регистрируемых сигналов АЭ по длине образца существенно зависит от распределения остаточных напряжений и может изменяться с течением времени. Таким образом, применение спектрального анализа сигналов АЭ может давать важную информацию при оценке состояния металла, в частности, после усталостных испытаний, и в перспективе – для оценки остаточного ресурса конструкции.

1. Черняева Е.В., Галкин Д.И., Мерсон Д.Л. Влияние малоцикловой усталости на спектральные характеристики акустической эмиссии в стали 20 // Сб. материалов XIX Петербургских Чтений по проблемам прочности, 2010. – Ч.1. – С.131-133

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТАБИЛИЗИРУЮЩЕГО ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ Х18Н10Т ПОСЛЕ БКД

Черняева Е.В.[1], Хаймович П.А.[2], Мерсон Д.Л.[3]

[1]*СПбГУСанкт-Петербург, Россия*, lena@smel.math.spbu.ru
[2] *ННЦ«ХФТИ», Харьков, Украина*;
[3] *ТГУ, Тольятти, Россия*

Барокриодеформирование (БКД) металлов позволяет получить повышенные механические характеристики стали Х18Н10Т за счет практически полного γ–α перехода при очень высокой дисперсности образующейся мартенситной структуры [1], а последующая оптимальная термообработка – повысить и «стабилизировать» эти свойства [2]. Однако при этом неизбежно встает вопрос о влиянии времени хранения на свойства обработанного материала.

В настоящей работе предпринята попытка ответить на этот вопрос, изучая параметры акустической эмиссии при индентировании, которые, как уже известно, находятся в тесной связи с «внутренним миром» материала.

Ниже сравниваются результаты испытаний, проведенных непосредственно после деформирования и термообработки [3], и выполненных через полтора года.

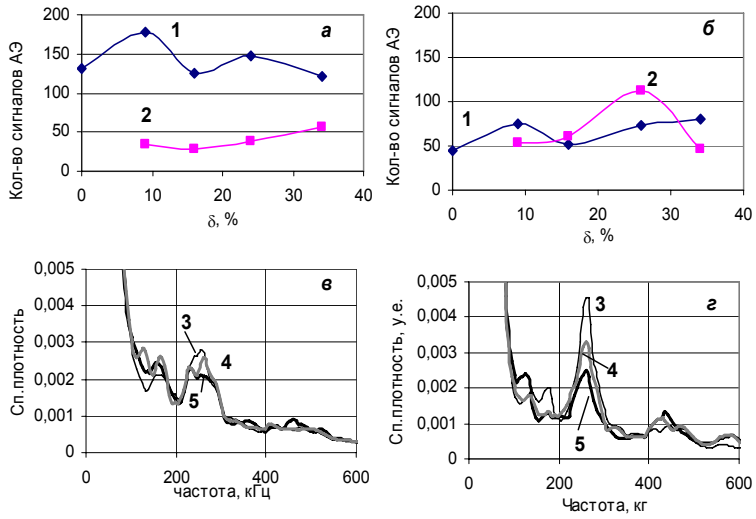


Рис.1. Параметры АЭ при индентировании образцов стали Х18НТ10: *а, в* – испытания «свежих» образцов; *б, г* – испытания тех же образцов через полтора года: 1 – количество сигналов АЭ в образцах до термообработки после разных степеней БКД (δ); 2 – количество сигналов АЭ в образцах после термообработки (1 час при 450°С). Спектральные портреты:
3 – сталь в исходном состоянии; 4 – сталь после БКД на 34% и термообработки; 5 – то же до термообработки

БКД вызывает искажения спектральных портретов сигналов АЭ, заключающиеся в снижении высоты основного пика (*в*). Эти искажения становятся весьма заметными после полутора лет хранения образцов (*г*). Термообработка после БКД уменьшает количество АЭ сигналов в «свежих» образцах (*а*) и «выравнивает» их спектральные портреты (*в,г*). Кроме того, длительное хранение образцов, не подвергавшихся термообработке, привело к снижению общего количества сигналов до уровня отожженных образцов.

Таким образом, акустоэмиссионные испытания подтвердили, что термообработка после БКД образцов стали Х18НТ10 способствует к большей стабильности свойств металла при длительном хранении.

1. П.А.Хаймович, Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». 12 - 14 марта 2008 г, Оренбург, т.1, с.33-39.
2. А.В.Мац, П.А.Хаймович. Барокриодеформирование стали Х18Н10Т. Физика и техника высоких давлений, 2009, т.19, №1, с.69-77.

3. Черняева Е.В., Хаймович П.А., Мерсон Д.Л. Влияние барокриодеформирования стали Х18Н10Т на спектральный состав акустической эмиссии при индентировании // Актуальные проблемы прочности: сб. трудов XLVIII Междунар. конф. (15-18 сент. 2009 г., Тольятти). – Тольятти, 2009. – С. 244-24

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ И ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ ПРОЧНОСТИ, ПЛАСТИЧНОСТИ, ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ.

Маркашова Л.И., Алексеенко Т.А., Бердникова Е.Н.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,
г. Киев, Украина.
omberdnikova@bigmir.net

На примерах экспериментально-аналитических исследований сварных соединений высокопрочных сталей различного класса (17Х2М; 30Н4МДФ; 09ХГ2СЮЧ; 12ХМ), выполненных сваркой плавлением в плане структура ⇔ свойства рассматривается аналитический подход к оценкам дифференцированного вклада различных структурных составляющих металла сварных соединений и их параметров в изменение свойств прочности, пластичности ($\sigma_{0,2}$, σ_B, K_{1C}) и трещиностойкости. Такой подход является базовым для оптимизации и корректировки технологических режимов сварки с целью формирования в зоне сварных соединений структур, гарантирующих необходимые механические характеристики. Анализируется также влияние структурных факторов на следующие процессы: особенности локализации деформации, ее распределение; структурные условия формирования внутренних напряжений, изменение локальных концентраторов внутренних напряжений (их протяженности и мощности), а также характер релаксации этих напряжений (за счет механизмов пластической деформации либо хрупким разрушением).

Показано, что наибольший вклад в прочностные характеристики (относительно суммарного упрочнения от всех структурных составляющих) в рассматриваемых сварных соединениях вносят измельчение зеренной и субзеренной структур (30%), частицы карбидов нижнего (15%) и верхнего бейнита (6%), увеличение объемной доли бейнита нижнего и мартенсита.

Что касается распределения внутренних напряжений (τ_{BH}), градиентов этих напряжений ($\Delta\tau_{BH}$), то отмеченные показатели также в значительной степени зависят от формирующихся структур: так, максимальные значения τ_{BH} (~3200…9300МПа), наблюдаются в зоне сопряжения крупнозернистых и резко отличающихся по физическим характеристикам структурных составляющих (например - вдоль границ феррита и верхнего бейнита), а наиболее равномерное распределение τ_{BH} (~1870…2050МПа) наблюдается при формировании мелкозернистых структур – преимущественно нижнего бейнита и отпущенного мартенсита. Релаксация τ_{BH} в последних случаях также облегчена и реализуется не только за счет дислокационных механизмов (дислокационным скольжением), но и с подключением ротационных механизмов при фрагментации структур.

ДИСЛОКАЦИОННО-ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ГРАНИЦАХ И СТЫКАХ ЗЁРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Лазаренко А.С.

Бердянский государственный педагогический университет, г.Бердянск, Украина
an-lazar@yandex.ru

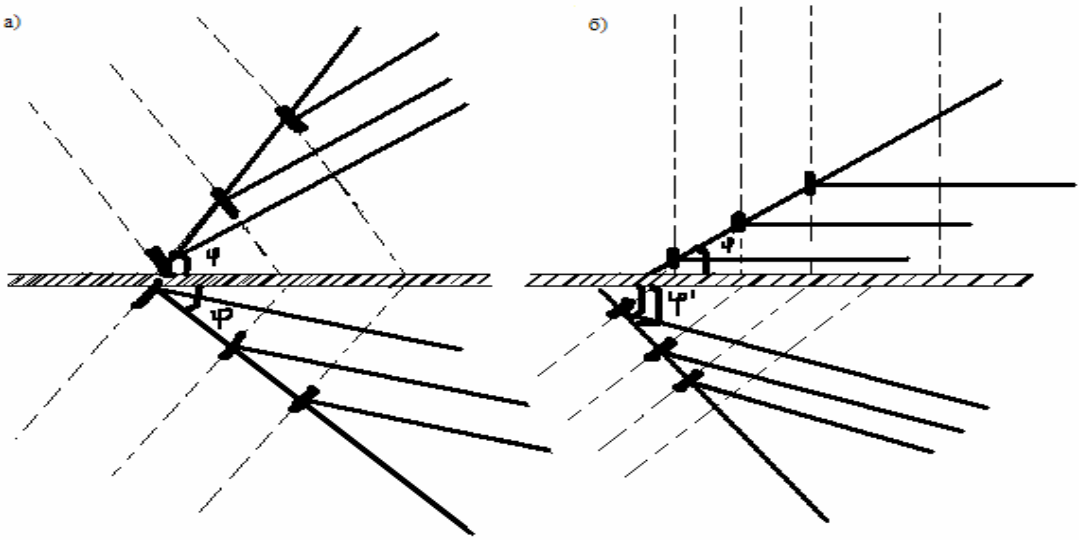
Пластическая деформация реальных поликристаллов не может осуществляться без согласования процессов пластической деформации отдельных зёрен поликристалла. Согласование происходит в границах и стыках зёрен и проявляется в зернограничном проскальзывании, разворотах зёрен, локальной миграции и фасетировании границ, образовании релаксационных дислокационно-дисклинационных структур.

Рассмотрим следующий механизм образования дисклинации в границе зёрен поликристалла.

Пусть граница зёрен является эффективным препятствием для консервативного скольжения решёточних дислокаций, вследствие того, что дислокация не может преодолеть границу путём перехода в систему плоскостей скольжения смежного кристаллического зерна.

После того, как некоторая решёточная дислокаций в ходе своего скольжения достигнет границы зёрен и остановится возле неё, консервативному скольжению следующих решёточних дислокаций в параллельных плоскостях скольжения будет противодействовать не только сила Пайєрлса-Набарро, но и сила отталкивания от остановленной дислокации. Торможение следующих дислокаций в параллельных плоскостях скольжения приведет к образованию специфической структуры - „клина” дислокаций, который будет соответствовать образованию дисклинации с мощностью $\varphi \le \mathrm{arctg}\left(\frac{b}{a}\right)$, где b – модуль вектора Бюргерса дислокации; a – расстояние между плоскостями скольжения.

Аналогичным образом образуется дисклинация со стороны сопредельного зерна поликристалла (см. рис. *а*, *б*). Их мощности будут совпадать лишь в особых случаях «симметричной» разориентации (Рис.а), когда плоскости скольжения в смежных зёрнах расположатся симметрично относительно плоскости границы зёрен.



ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННОГО ЧИСТОГО ТИТАНА

Андриевская Н.Ф., Кисляк И.Ф., Кутний К.В., Пикалов А.И., Рудычева Т.Ю., Тихоновский М.А..

ННЦ «ХФТИ» НАНУ, Харьков, Украина
kislyak@kipt.kharkov.ua

Титан и его сплавы широко применяются в различных областях техники. Чистый титан обладает хорошей биосовместимостью, и при условии существенного повышения прочностных характеристик имеет хорошие перспективы применении в медицине в качестве имплантантов. Оптимизация его свойств может быть достигнута созданием ультрамелкозернистого состояния путем использования интенсивных пластических деформаций (ИПД) в сочетании с программируемой термообработкой.

Цель настоящего исследования состояла в изучении влияния температуры изохронных отжигов на микроструктуру и механические свойства чистого титана, подвергнутого ИПД по схеме осадка-выдавливание-волочение. Для исследований был использован промышленный йодидный титан. После электроннолучевой вакуумной переплавки промышленного прутка полученный слиток осаживался, выдавливался и волочился в пруток до Ø5мм (степень истинной деформации ε = 4.93). Из прутка изготавливались образцы-«гантели» для механических испытаний на растяжение. Исследовались образцы в исходном состоянии, а также после отжига в вакууме в течение 1 часа при температурах 150, 250, 300, 350, 450, 550ºС. На всех образцах измерялась также микротвердость. Структура образцов исследовалась методами металлографии и электронной микроскопии на просвет. Поверхности разрушения изучались в растровом электронном микроскопе.

Установлено, что все образцы при растяжении демонстрируют вязкий характер разрушения с образованием четкой шейки в области разрушения. Параметры деформационных кривых, предел текучести σ_0 и предел прочности σ_b, как функции температуры отжига $T_{отж}$, немонотонно убывают с ее ростом: значение $T_{отж}$~300ºС является критическим. Начиная с этой температуры, убывание σ_0 и σ_b заметно усиливается. Аналогичный характер изменения обнаруживают также однородная пластическая деформация ε и поперечное сужение ψ, с той разницей, что они не убывают, а возрастают с ростом $T_{отж}$. Микротвердость H_μ ведет себя подобно σ_0 и σ_b, но отношение H_μ/σ_b более «стабильно» (и составляет величину ~0.3), чем отношение H_μ/σ_0. Расчеты истинных напряжений разрушения σ_p (отношений нагрузки в момент разрыва образца к диаметру шейки в месте разрыва) показывают, что значения σ_p не менее чем на 50% превышают значения σ_b и в меньшей степени чувствительны к $T_{отж}$.

Оптическая и электронная микроскопии исследуемых образцов титана указывают на неоднородный характер их деформации по сечению: наружные слои деформированы сильнее сердцевины. Микроструктурными исследованиями прослежена эволюция первоначальной субмикрокристаллической структуры по мере увеличения $T_{отж}$. Установлено, что при $T_{отж}$ = 550ºС достигается полная рекристаллизация в образцах.

Прослежена корреляция между параметрами деформационных кривых и характеристиками микроструктуры исследуемых образцов титана.

НОВЫЕ МЕТОДЫ СТРУКТУРНОЙ МОДИФИКАЦИИ КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белошенко В.А., Бурховецкий В.В., Возняк А.В., Возняк Ю.В.

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

В последние годы повышенный интерес проявляется к развитию технологий, основанных на методах интенсивной пластической деформации, осуществляемой простым сдвигом. К их числу относят всестороннюю ковку, равноканальную угловую экструзию, винтовую экструзию. Отличительной чертой перечисленных методов является периодическое, в ходе процесса, возвращение размеров заготовки к исходным значениям. Это дает возможность накапливать в обрабатываемых материалах значительную пластическую деформацию, сохраняя заготовку в неизменном виде.

В настоящей работе на примере полиамида-6 (ПА-6), полиэтилена высокой плотности (ПЭВП), политетрафторэтилена (ПТФЭ) рассмотрен ряд новых методов структурной модификации кристаллизующихся полимеров, основанных на использовании интенсивной пластической деформации. Методы реализованы в процессах равноканальной многоугловой экструзии (РКМУЭ) и двухстадийных процессах с использованием РКМУЭ и экструзии через коническую фильеру (ЭФ).

Показано, что РКМУЭ и двухстадийная деформация по схеме ЭФ-РКМУЭ являются эффективными методами структурной модификации кристаллизующихся полимеров. При незначительном изменении поперечных размеров исходной заготовки процесс ЭФ-РКМУЭ способствует формированию у полимеров высокого уровня деформационно-прочностных характеристик, недостигаемого при традиционной ЭФ или РКМУЭ. В свою очередь РКМУЭ позволяет реализовать повышенный комплекс физико-механических свойств без изменения формы и размеров исходной заготовки. Определены рациональные температурно-скоростные режимы и маршруты деформации указанных процессов. В случае РКМУЭ рекомендуемые значения интенсивности деформации $\Delta\Gamma_1$ и величины накопленной деформации ε для ПА-6 составляют 0.83 и 6.7, для ПЭВП и ПТФЭ – 0.83 и 11.4, соответственно. Для комбинированной схемы ЭФ-РКМУЭ в случае ПА-6 $\varepsilon_{эф} = 1.1$, $\Delta\Gamma_1 = 0.83$, $\varepsilon = 2.1$. Деформацию необходимо осуществлять при скорости экструзии 0.6 мм$\times$с$^{-1}$ и температурах экструзии 423 К (ПА-6), 383 К (ПЭВП), 498 К (ПТФЭ).

Выявлено нетипичное для твердофазной экструзии поведение пластичности и анизотропии микротвердости, характеризующей разницу в прочностных свойствах в поперечном и продольном сечениях экструдата. С ростом накопленной деформации величина анизотропии микротвердости уменьшается, а пластичность незначительно снижается и выходит на постоянный уровень. Установленная закономерность связывается с формированием в экструдатах преимущественно микроскопической молекулярной ориентации.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СВАРИВАЕМЫХ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ МЕТАЛЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ ИХ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ

Борц Б.В., Неклюдов И.М., Ткаченко В.И.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина,
borts@kipt.kharkov.ua

Сварка в твердой фазе разнородных металлов методом горячей прокатки в вакууме открыла новые перспективные направления в применении данного метода в промышленности. Известные способы соединения разнородных металлов основываются на их пластическом деформировании. Развитие метода горячей прокатки в вакууме (ГПВ) существенно меняет теоретическое представление о понимании явления соединения в твердой фазе больших по толщине и длине, массивных пластин из разнородных металлов. Сварка в твердой фазе разнородных металлов методом ГПВ обеспечивается пластической деформацией соединяемых металлов. Причем, металл с большей пластичностью деформируется больше и скользит по металлу с меньшей пластичностью. В начале процесса ГПВ в результате скольжения и действия сил, сжимающих металлические пластины, возникают силы трения, которые приводят к очистке приповерхностных слоев до ювенильного состояния. Дальнейшая деформация приводит к соединению прокатываемых металлов в твердой фазе.

Сухое трение скольжения между пластичными твердыми металлами является примером макроскопического свойства, контролируемого локализованной пластической деформацией на мезоуровне, тогда как структура на атомном уровне и состав контактирующих поверхностей являются определяющими факторами для соединения металлов в твердой фазе. В зоне поверхности раздела соединяемых металлов теоретически прослеживается взаимосвязь контактирующих твердых тел на макроскопическом и атомарном уровнях.

Целью настоящей работы является:

- исследование процессов, происходящих при сварке разнородных металлов в твердой фазе методом горячей прокатки в вакууме;
- определение закономерностей изменения предела прочности границы твердофазного соединения;
- комплексное исследование методами рентгеновского микроанализа, металлографии границы соединения образцов и испытание ее на растяжение, микротвердость и нанотвердость для понимания процессов влияющих на прочность границы соединения.

В работе анализируются особенности формирования границы соединения разнородных металлов в твердой фазе в процессах ГПВ. Получена аналитическая зависимость предела прочности границы соединения разнородных металлов в твердой фазе от пластичности соединяемых металлов. Экспериментальные результаты сопоставлены с теоретической моделью, в которой учтены пластические свойства прокатываемых металлов при температуре их соединения, а также сдвиговые усилия, возникающие при прокатке металлов, и играющие определяющую роль в процессе соединения металлов в твердой фазе. Приведены результаты экспериментальных исследований границы соединения образцов в твердой фазе, которые позволили сделать вывод о прочностных характеристиках границы соединения разнородных металлов.

ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ «ПОДЛОЖКА–КОНДЕНСАТ» В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ

Кунченко В.В., Кунченко Ю.В., Картмазов Г.Н., Неклюдов И.М.

ИФТТМТ ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина
kartmazov@kipt.kharkov.ua

Переходная зона (ПЗ) «подложка-конденсат» является одним из основных факторов, определяющих свойства создаваемых функциональных покрытий. Однако закономерности формирования ПЗ в процессе вакуумно-дугового осаждения (ВДО) покрытий изучены недостаточно полно в аспекте создания стабильных наноструктурных композиционных, в т.ч. сверхтвердых и нанослойных материалов.

В работе представлены результаты исследований структурно-фазовых характеристик, механических свойств приповерхностной зоны материалов подложки и формируемого покрытия в зависимости от условий и параметров процесса ВДО, включающего в себя этапы: облучение плазмой тлеющего разряда, бомбардировка ускоренными до энергии (E_i) ~ 1,5 ÷ 3 кэВ ионами металла и последующее осаждение покрытия при энергии ионов до сотен эВ. С целью повышения прочностных характеристик материала подложки в процессе ВДО впервые используется облучение ее низкоэнергетической плазмой тлеющего разряда (Ar^+), горящего в режиме ВЧ-колебаний падения катодного потенциала, обеспечивающее эффект глубинной (~ мм) модификации (упрочнения) свойств облучаемого материала, а также начальную стадию очистки поверхности. Дальнейшее повышение мощности тлеющего разряда (стандартный режим очистки) обеспечивает повышение температуры, обезгаживание, предотвращает образование униполярных дуг, способствует сокращению времени следующего этапа очистки – бомбардировки ускоренными ионами металла в вакууме. Анализируются изменения морфологии поверхности, фазового состава, обусловленные фазовыми превращениями приповерхностных слоев стали и образованием химических соединений на основе компонентов осаждаемого потока, элементов подложки и остаточной среды.

Показано, что при взаимодействии с подложкой (Cu, Al, SiO_2) осаждаемого потока с энергией ионов $E_i \geq 100$ эВ (Ti, Cr) над ней образуется облако вторичных распыленных атомов, при осаждении которых совместно с основным потоком, формируется псевдо-диффузионный слой, характерный для начальной стадии формирования покрытия, в частности, подслоя. Его фазово-структурное состояние определяется энергией ионов осаждаемого потока и температурой подложки. С их повышением происходит кристаллизация покрытия, в т.ч. наблюдаемых кластерных образований. По мере наращивания слоя влияние примесных (перепыляемых) атомов уменьшается, формируется покрытие, состоящее только из осаждаемого потока. В случае осаждения чистого металла структура покрытия соответствует зонным представлениям Демчишина-Торнтона. Наблюдаемые на практике уменьшения значений микротвердости сталей в приповерхностной зоне объясняются не только изменениями концентрации углерода, но и развитием вакансионной пористости вследствие радиационно-стимулированной диффузии в процессе вакуумно-дугового осаждения покрытий при повышенных температурах и энергиях ионов.

Предложена обобщенная схема формирования переходной зоны «подложка-конденсат» в процессе вакуумно-дугового осаждения покрытий.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНЫХ $Ti_{1-x}Si_xN$ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ НЕ ФИЛЬТРОВАННЫХ ПОТОКОВ ПЛАЗМЫ

Кунченко Ю.В., Кунченко В.В., Картмазов Г.Н., Неклюдов И.М.

ИФТТМТ ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина.
kartmazov@kipt.kharkov.ua

Представлены результаты исследований, направленных на дальнейшее углубление представлений об особенностях формирования и свойств наноструктурных композиционных, в т.ч. сверхтвердых материалов покрытий типа nc-TiN / a-Si_3N_4, получаемых методом вакуумно-дугового осаждения (ВДО) на основе Ti и сплавов на его основе с содержанием кремния (C_{Si}) до 10 вес.%.

Изучены закономерности изменений фазово-структурных характеристик, микротвердости (H_V) получаемых покрытий в зависимости от давления азота (P_N) в диапазоне $P_N = 10^{-3} \div 10$ Па, при $U = -200$ В, $I = 100$ А, $T_п = 450 \div 600^oC$.

Впервые в процессе ВДО путем непрерывной регистрации интенсивности лазерного излучения, отражающегося от поверхности конденсации, наблюдается формирование нанослойных с ячеистой (фасеточной) морфологией поверхности покрытий TiN_x. Предложен возможный механизм данного явления. Отмечается аналогичность изменений морфологии поверхности, уровня микроискажений - ε, макронапряжений - σ, размеров ОКР – L, а также не монотонного хода зависимости H_V и C_{Si} от давления азота при конденсации TiN_x и $Ti_{1-x}Si_xN$ покрытий. Обнаружено значительное снижение концентрации кремния (C_{Si}) в покрытиях по сравнению с его количеством в исходных сплавах.

Характерной особенностью наблюдаемых зависимостей для обоих видов покрытий является наличие трех основных интервалов значений P_N, при которых покрытия существенно отличаются свойствами. С повышением давления до 10^{-2} Па фазовый состав и структурное состояние получаемых покрытий определяется в основном отношением N/Ti, что приводит к последовательному созданию α – твердых растворов N в Ti, низших нитридов, соединений Ti-Si_x, a-Si_3N_4, a-SiO_2, а также $Ti_{1-x}Si_xN$ с ГЦК решеткой, текстурой (110), (111) и размером ОКР 10–15 нм. Общее содержание Si в покрытиях достигает 7 вес.% при использовании сплавов с 10 вес.% Si. Микротвердость покрытий при этом составляет 64 ± 2,5 ГПа. С повышением давления в интервале 10^{-2} – 1 Па уменьшается количество низших нитридов, суммарное содержание кремния (C_{Si}) до 1,5 вес.%, возрастает количество ГЦК фазы $Ti_{1-x}Si_xN$ с текстурой (111), H_V составляет ~ 36 ГПа, что превышает микротвердость 22–24 ГПа стехиометрического TiN, получаемого в аналогичных условиях. В интервале 1 – 2 Па образующееся покрытие $Ti_{1-x}Si_xN$ характеризуется текстурой (200), что свидетельствует об изменении условий синтеза соединений при сохранении остальных параметров процесса ВДО. Дальнейшее увеличение P_N приводит к повышению C_{Si}, образованию гетерофазных покрытий nc – TiN + nc – $Ti_{1-x}Si_xN$ / a-Si_3N_4 + Ti_2N + $TiSi_2$ + a-SiO_2. Текстура TiN – (111), размер ОКР ~ 10 ÷ 15 нм, H_V покрытий ~ 45 ГПа.

Установленные особенности изменений C_{Si}, фазового состава, текстуры, размеров кристаллитов, H_V, ε, σ получаемых покрытий объясняются ранее установленными изменениями в зависимости от давления азота соотношений компонентов осаждаемых потоков, их состояний (степень ионизации, возбуждение) - вследствие процессов взаимодействия в плазме, что определяет условия синтеза соединений и формирования покрытий методом ВДО.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА «ЕСТЕСТВЕННЫХ» МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ-НИОБИЙ

Тихоновский М.А.

Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ НАН Украины, Харьков, Украина
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua

«Естественные» композиты (ЕК) медь-ниобий, формируемые путем контролируемой кристаллизации сплавов и их последующей интенсивной пластической деформации, обладают сочетанием высоких прочностных свойств и низкого электросопротивления. Это обусловливает перспективы практического использования таких материалов в электротехнике и электронике, в частности при создании высокополевых импульсных магнитных систем, а также при разработке высокопрочных технических сверхпроводников.

В докладе обобщены результаты проведенных в ННЦ ХФТИ исследований особенностей микроструктуры и механических свойств «естественных» композиционных материалов, которые по степени дисперсности фазовых составляющих можно условно отнести к микрокомпозитам (толщина *d* волокон Nb несколько сотен нанометров) и нанокомпозитам (*d* меньше 100 нм). Микрокомпозиты получали экструзией, прокаткой или волочением двухфазных слитков Cu–Nb. В результате деформации ниобиевые дендриты вытягиваются в тонкие ленты (при прокатке) или лентообразные волокна (при волочении). Для получения нанокомпозитов использовали сборки из микрокомпозитных стержней или лент, которые подвергали в дальнейшем интенсивной пластической деформации указанными выше методами.

Особенностью структуры ниобиевых волокон является наличие в них “ножевых” продольных границ, которые разбивают волокна на фрагменты с углом разориентации 10–20 градусов. Интенсивность фрагментирования увеличивается при снижении температуры деформации, при этом плотность дислокаций внутри фрагментов невелика. Еще одной особенностью является возникновение высоких внутренних упругих деформаций растяжения в ниобиевых волокнах (в медной матрице наблюдаются небольшие деформации сжатия). При предельных исследованных вытяжках упругая деформация растяжения в волокнах достигает 1%. Установлено, что для микрокомпозитов механические свойства определяются как дисперсностью фазовых составляющих, так и структурой самих фаз. При переходе к нанокомпозитам практически единственным фактором становится дисперсность фаз. Показано, что прочность нанокомпозитов сильно зависит от степени деформации и достигает 2300 МПа. Зависимость микро- и нанотвердости от расстояния между фазовыми составляющими описывается соотношением Холла- Петча. Предел прочности ведет себя аналогично, однако при самых больших степенях деформации наблюдаются существенные отклонения от указанного соотношения. Дисперсность нанокомпозитов влияет также на их упругие и демпфирующие характеристики.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТОВ Cu–Nb МЕТОДАМИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Тихоновский М.А., Букальцева Ю.С., Колодий И.В., Лопата А.Т., Рудычева Т.Ю., Рыбальченко Н.Д., Толмачева Г. Н.

Национальный научный центр «ХФТИ» НАН Украины,г. Харьков, Украина,
tikhonovsky@kipt.kharkov.ua

В настоящее время большое внимание уделяется разработке и исследованию микро- и нанокомпозитных материалов, обладающих уникальными физико-механическими свойствами. В данной работы изучены структура и свойства ленточных микро- и нанокомпозитов медь–ниобий. Структура исследовалась методами просвечивающей и растровой микроскопии, а также рентгеновской дифрактометрии. Свойства определяли методами микро- и наноиндентирования.

Ленточные микрокомпозиты толщиной 0,08 мм получали экструзией и прокаткой двухфазного ниобиевого сплава Cu–35 вес.%Nb, состоящего из дендритов ниобия размером 10–15 мкм, равномерно распределенных в медной матрице. Степень обжатия при прокатке составляла 99,68%. В процессе деформации дендриты вытягиваются в длинные ленточки толщиной порядка 0,1 мкм. На конечной стадии микрокомпозиты отжигали при 650°С в течение 3 ч. Согласно анализу электронограмм и дифрактограмм, текстуру ниобия в микрокомпозите можно охарактеризовать как {001}[110]. Текстура меди описывается расширенным сочетанием ориентаций {110}[001], {112}[111] и {110}[112], причем основной компонентой является ориентация {110}[001]. Установлено, что микротвердость микрокомпозитов существенно зависит от угла α между направлением прокатки и направлением индентирования. Максимальные значения микротвердости наблюдаются для углов, равных 0° (вдоль направления прокатки) и 90° (поперек направления прокатки), а минимальные - при α = 45. Ориентационная зависимость наблюдается и для модуля Юнга E, причем значение E достигает максимума при α = 45°. Найденные ориентационные зависимости определяются наличием в микрокомпозитах сильной текстуры.

Микрокомпозитные ленты использовали для получения нанокомпозитов ленточного типа. Для этого исходная лента разрезалась на 80 кусков, которые собирались в пакет. Пакет компактировался методом прокатки в вакууме при температуре около 800°С. Полученная заготовка толщиной 3 мм прокатывалась затем при комнатной температуре в нанокомпозитные ленты разной толщины h. Ниобиевые ленточки в таком материале имели толщину значительно меньшую 100 нм. С уменьшением толщины нанокомпозита быстро растут значения микро- и нанотвердости, причем это изменение хорошо описывается зависимостью, аналогичной соотношению Холла – Петча. Для нанокомпозитов большой толщины модуль Юнга оказывается заметно выше, чем его значение, рассчитанное по правилу аддитивности с использованием «поликристаллических» модулей меди и ниобия. Причиной этого является, очевидно, наличие сильной текстуры фаз в нанокомпозите. Начиная с h =0,7 мм, наблюдается тенденция к снижению модуля Юнга с увеличением степени обжатия, т.е. с уменьшением толщины нанокомпозита. Так для h = 0,7 мм величина E составляет 139,8 ГПа, а для h = 0,12 мм E = 123,1 ГПа. Снижение модуля Юнга может быть обусловлено как изменением текстуры, так и более фундаментальными причинами, например, «разрыхлением» межфазных границ или изменением уровня внутренних напряжений.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti И Ni И УСЛОВИЙ СИНТЕЗА ПОРИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi НА ИХ СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Беляев С. П., Реснина Н. Н., Кривошеев А.В., Воронков А.В.

Санкт-Петербургский Государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия,
spb@smel.math.spbu.ru

В работе исследованы структура, кинетика фазовых переходов и механические свойства пористых сплавов на основе TiNi, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза при различной температуре предварительного нагрева смесей порошков Ti–52.0 ат.% Ni, Ti–50.0 ат.% Ni, Ti–48.0 ат.% Ni, Ti–45.0 ат.% Ni. Установлено, что сплавы Ti–52.0 ат.% Ni, Ti–45.0 ат.% Ni могут быть синтезированы при температурах предварительного нагрева от 380 ^{o}C до 450 ^{o}C, а сплавы Ti–50.0 ат.% Ni, Ti–48.0 ат.% Ni – при температурах от 340 до 500 ^{o}C. Исследование пористой структуры сплавов показало, что открытая пористость составляет 54–66 % и варьируется в зависимости от концентрации никеля и температуры предварительного нагрева смеси. Кроме этого, обнаружено, что в пористых сплавах на основе TiNi, синтезированных при высокой температуре, наблюдается мультимодальное распределение пор по размерам, в то время как в пористых сплавах на основе TiNi, синтезированных при низкой температуре наблюдается одномодальное распределение.

Исследование кристаллической структуры пористых сплавов показало, что наряду с фазой TiNi, способной претерпевать мартенситные превращения, присутствуют вторичные фазы, обогащенные как титаном (Ti_2Ni), так и никелем (Ti_3Ni_4, $TiNi_3$), не претерпевающие фазовые превращения. Причем фаза $TiNi_3$ наблюдается только в том случае, когда концентрация никеля в составе исходной шихты превосходит концентрацию титана, т.е. в сплаве Ti–52.0 ат. % Ni.

Установлено, что в сплавах с концентрацией никеля в шихте 45 ат.% и 52 ат.% происходит по одному мартенситному переходу, параметры которого слабо зависят от температуры предварительного нагрева. Вместе с тем, в сплавах с концентрацией никеля в шихте равной 48 ат. % и 50 ат. % наблюдается по два мартенситных превращения при высоких и низких температурах. Интересно отметить тот факт, что высокотемпературное превращение наблюдается в сплавах с концентрацией никеля в шихте от 45 до 50 ат. %, а низкотемпературное – в сплавах с концентрацией никеля от 48 до 52 ат. %. Оба превращения обусловлены B2 ↔ B19’ превращениями, и их температуры и температурные интервалы практически не зависят от концентрации никеля в шихте.

Показано, что увеличение концентрации никеля от 45 ат. % до 50 ат. % слабо влияет на прочности и пластичность сплавов. Вместе с тем, возрастание концентрации никеля от 50 ат. % до 52 ат. % приводит к резкому упрочнению сплава, предел текучести и предел прочности возрастают в 2 раза. По всей видимости, это обусловлено тем, что в сплаве Ti – 52.0 ат. % Ni, присутствуют частицы фазы $TiNi_3$

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Беляев С. П.[1], Волков А. Е.[1], Рубаник В. В.[2,3], Рубаник В. В. мл.[2,3]

[1] *Санкт-Петербургский Государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,*
[2] *Витебский Государственный Технологический университет, Витебск, Беларусь*
[3] *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
spb@smel.math.spbu.ru

Традиционно нагревание элементов из сплавов с памятью формы осуществляется конвекционным нагреванием или пропускание через сплав электрического тока. Однако существует ряд задач, в которых оба эти метода не применимы, поэтому особенно актуальным оказывается разработка иных способов инициирования необычных деформационных эффектов в сплавах с памятью формы. В качестве такого метода может выступать ультразвуковое воздействие. Действие ультразвука может быть обусловлено влияние двух факторов – увеличением температуры и появлением знакопеременных напряжений. Настоящая работа посвящена экспериментальному и теоретическому моделированию действия изменения температуры и присутствия знакопеременных напряжений на механическое поведение и эффекты памяти формы в сплаве TiNi.

Для исследования влияния увеличения температуры на механическое поведение сплава TiNi были проведены следующие эксперименты. Образцы деформировали при постоянной температуре, при которой сплав находился в мартенситном, аустенитном или двухфазном состояниях, до деформации 1%, после этого повышали температуру, поддерживая постоянным значение деформации. Затем деформирование продолжали с последующей остановкой и уменьшением температуры до первоначального значения.

Для исследования влияния знакопеременных напряжений на эффекты памяти формы проводили следующие эксперименты. Образцы охлаждали и нагревали под постоянным напряжением 20, 30 или 50 МПа, через интервал мартенситных превращений. При этом при охлаждении и нагревании к образцу дополнительно прикладывали знакопеременные напряжения 2.5, 5 и 7.5 МПа.

С помощью пакета программ, проводили компьютерный расчет механического поведение и функциональных свойств модельного материала на основе структурно-аналитической теории прочности.

Полученные результаты показали, что изменение напряжения течения, наблюдающееся при ультразвуковом воздействии, обусловлено немонотонной зависимостью напряжения σ_{02} от температуры, характерной для сплавов с памятью формы. Вместе с тем возрастание величины эффектов пластичности превращения и памяти формы связано с наличием знакопеременных напряжений, которые стимулируют изменение объемной доли превращающегося вещества и тем самым, способствуют дополнительному изменению деформации. Компьютерное моделирование, проведенное на основе структурно-аналитической теории прочности, удовлетворительно описывает полученные результаты. Таким образом, показано, что основное влияние ультразвука на механическое поведение и функциональные свойства сплава TiNi обусловлено действием температуры и знакопеременных напряжений.

ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ «СТАЛЬ – СПЛАВ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»

Реснина Н. Н.[1], Беляев С. П.[1], Рубаник В. В.[2,3], Рубаник В. В. мл.[2,3], Ломакин И.В.[1]

[1] *Санкт-Петербургский Государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,*
[2] *Витебский Государственный Технологический университет, Витебск, Беларусь*
[3] *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск,Беларусь*
natasha@smel.math.spbu.ru

В работе исследовано изменение обратимой деформации в биметаллическом композите «сталь–сплав TiNi». В качестве объектов исследования выбраны биметаллические композиты “сталь Х18Н10Т – сплав с памятью формы Ti–51 ат. % Ni”, полученные сваркой взрывом. Образцы длиной 45 мм, шириной 5 мм и толщиной 2,13 мм, в которых слой TiNi составлял 64 % от общей толщины образца, предварительно отжигали при температуре 600 ^{o}C в течение 2 часов. Калориметрические исследования, показали, что после указанной термообработки, при охлаждении в слое TiNi реализуется превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19’фазу при температурах $M_н$ = 6 ^{o}C и $M_к$ =–17 ^{o}C, а при нагревании обратный переход из фазы B19’ в фазу B2 при температурах $A_н$ = 8 ^{o}C и $A_к$ = 26 ^{o}C. Для исследования изменения обратимой деформации биметаллические композиты подвергали предварительному деформированию (методом трехточечного изгиба) до различных степеней деформации при температуре –170 ^{o}C, а затем термоциклировали в интервале температур мартенситного превращения.

Полученные результаты показали, что в том случае, когда остаточная деформация не превосходит 2%, обратимая деформация в биметаллическом образце не наблюдается. В образцах с остаточной деформацией более 2 % в первом термоцикле наблюдается изменение деформации. С увеличением предварительной деформации величина обратимой деформации образца нарастала. Однако, даже в образце, деформированном до 10 %, величина обратимой деформации не превосходила 1%. Было предположено, что величина обратимой деформации определяется различием между уровнями напряжений течения в аустенитном состоянии и напряжением переориентации - в мартенситном состоянии. В этом случае увеличении обратимой деформации может быть достигнуто за счет упрочнения сплава, т.е. за счет увеличения напряжения течения сплава, находящегося в высокотемпературном состоянии. Упрочнение материала может быть осуществлено различными способами, например, за счет выделения частиц вторичных фаз или вследствие предварительного деформирования. Были исследования диаграммы деформирования сплава TiNi, подвергнутого различным термомеханическим обработкам. Показано, что наилучшее упрочнение сплава достигается в результате отжига при температуре 450 ^{o}C, при котором происходит выпадение частиц фазы Ti_3Ni_4. Для того чтобы исследовать влияние упрочнения на измерение обратимой деформации биметаллического композита, образцы подвергли отжигу при температуре 450 ^{o}C в течение 2 часов, а далее испытывали по схеме, описанной выше. Полученные результаты показали, что упрочнение слоя TiNi в биметаллическом композите, способствует увеличению обратимой деформации.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$

Беляев С. П.[1], Реснина Н. Н.[1], Слесаренко В.Ю.[1], Шеляков А. В.[2]

[1] Санкт-Петербургский Государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,
[2] Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва, Россия
sl.slesarenko@gmail.com

В работе исследован эффект обратимой памяти формы в аморфно-кристаллических лентах сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. В качестве объектов исследования выбраны аморфные ленты, полученные быстрой закалкой из расплава. Образцы длиной 5 мм, шириной 2 мм и толщиной 40 мкм частично кристаллизовали методом контролируемой кристаллизации, что позволило получить образцы с 0%, 40%, 70% и 100% кристаллической фазы. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии исследована кинетика мартенситных переходов, определены температуры начала и конца прямого и обратного переходов. Для исследования механических и функциональных свойств аморфно-кристаллических лент использована методика изгиба тонкомерных образцов. Образец, находящийся в мартенситном состоянии, изгибали между двумя плоскопараллельными пластинами, затем разгружали, нагревали через интервал обратного превращения и повторно охлаждали через интервал прямого мартенситного превращения. Затем образец изгибали до больших значений деформации и повторяли описанную процедуру. На каждом этапе образец фотографировали, полученное изображение оцифровывали, определяли радиус изгиба и деформацию. Величину остаточной деформации определяли как значение деформации после разгрузки, величину обратимой памяти формы как разницу между деформацией после нагрева и деформацией после повторного охлаждения.

Полученные результаты показали, что эффект обратимой памяти формы наблюдается в образцах с 40% и 70% кристаллической фазы, а также в полностью кристаллическом образце. В образце с 40% кристаллической фазы минимальная величина обратимой деформации при которой проявляется эффект обратимой памяти формы составляет 1,25%, в то время как в образце с 70% эффект не обнаруживается при остаточной деформации менее 1,5%. В полностью кристаллическом образце эффект обратимой памяти формы проявляется лишь при остаточной деформации более 3%. Обнаружено, что при одинаковых значениях остаточной деформации величина эффекта обратимой памяти формы тем выше, чем меньше содержание кристаллической фазы.

НОВЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ

Папиров И.И., Пикалов А.И., Сивцов С.В., Шокуров В.С., Николаенко А.А., Мазин А.И.

Национальный Научный Центр "Харьковский физико-технический институт", Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий, Харьков, Украина,
papirov@kipt.kharkov.ua

Целью данной работы являлась разработка новых магниевых сплавов и технологии их обработки для существенного повышения механических и коррозионных характеристик биорастворимых стентов [1], изготовляемых из них.

Авторами разработаны новые сплавы на основе сверхчистого магния (99,995%), содержащие: скандий – 1-10%, индий – до 5%, иттрий – до 3%, РЗМ – до 3%, цирконий – до 0, 7% [2].

Предварительные исследования показали [3], что для достижения свойств, требуемых для стентов, необходимо обеспечить в них размер зерна не более 2–3 мкм. Для измельчения зеренной структуры материалов эндопротезов мы использовали две схемы обработки: обработку давлением путем чередования выдавливания и осадки слитка (до 5 циклов) и интенсивную деформацию с использованием разноканальной угловой пресс-формы (до 13 циклов) при температурах 290–360^{0}С.

Из полученных заготовок были экструдированы при различных режимах (температура, скорость, диаметр заготовки) трубные заготовки стентов (∅1, 6 х ∅1, 2) и проволока (∅1, 5 – ∅0, 3) для механических и коррозионных испытаний.

Исследования показали, что при циклировании операций выдавливания и осадки магниевых сплавов измельчение зерен происходит неоднородно: наряду с зонами мелких зерен имеются области со слабо измельченной структурой. Размеры зерен в разных зонах заготовки варьируются от 1 до 10 мкм.

При многократной деформации магниевых сплавов в разноканальной угловой пресс-форме с увеличением количества циклов происходит прогрессирующее измельчение среднего размера зерна до 1 мкм и менее. Предел прочности таких ультрамелкозернистых сплавов магния достигает 208 МПа и относительное удлинение – 40%.

Исследование коррозии новых магниевых сплавов было проведено в 0,9% водном растворе NaCl в статическом и динамическом (скорость потока раствора 50 м/мин) режимах.

Результаты исследований показали, что по комплексу свойств (механические и коррозионные характеристики) разработанные сплавы превосходят все известные промышленные сплавы магния. При температуре 310^{0}С-330^{0}С разработанные сплавы на основе магния становятся сверхпластичными.

1. Heublein B., Rohdee R. e.a., Biocorrosion of magnesium alloys: a new principle in cardiovascular implant technology? Heart (British Cardiac Society), v.89, № 6, 2003, P.651-656.
2. Magnesium-based alloy with improved combination of mechanical and corrosion characteristics. Papirov I.I., Pikalov A.I., Shokurov V.S., Sivtsov S.V., Popowski Y.G. Patent EP 1 835 042 B1 , publication date: 06-01-2010.
3. Папиров И.И., Тихоновский М.А. и др. Получение мелкозернистого тантала, Вісник Харківського університету, вип.2/27/, №664, 2005, с.99-101.

ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В ГАФНИИ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГОВ

Лазарева М.Б., Оковит В.С., Ковтун К.В., Калиновский В.В., Старолат М.П., Соколенко В.И., Чиркина Л.А., Васильев А.А.

ННЦ ХФТИ, Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий, Харьков, Украина
mlazareva@kipt.kharkov.ua

Исследовался Hf чистотой 99,9% после деформации прокаткой при 400°C на 40% и отжигов при 700, 850°C (1ч) и 1100°C (5ч) в вакууме $1 \cdot 10^{-5}$ Торр. Образцы размером 1,35×1,35×30 мм^3 вырезались на электроискровом станке из заготовки вдоль и поперёк направления прокатки. Контроль физико-механических свойств и микроструктуры осуществлялся путём измерения относительного удельного электросопротивления (ρ_{77K}/ρ_{300K}), модуля сдвига (G), микротвердости (H_μ), амплитудной зависимости внутреннего трения $\delta(\gamma)$ и средней плотности дислокаций N. Показано, что после деформации значения ρ_{77K}/ρ_{300K} и H_μ в продольном направлении ниже, чем в поперечном, а значения G – больше, чем в поперечном направлении. Отжиг деформированных образцов при 700°C уменьшает разницу значений измеряемых параметров в продольном и поперечном направлениях. При этом возврат деформационных дефектов происходит более интенсивно в поперечном направлении, чем в продольном. Отличительной особенностью зависимости $G_{300K}(T_{отж})$ является разный характер изменения модуля сдвига после отжига в области 850–1100°C: модуль сдвига для образцов, вырезанных вдоль направления проката, растет, а поперек направления проката – снижается. Зависимости $\rho_{77K}/\rho_{300K}(T_{отж})$ и $H_\mu(T_{отж})$ после отжига при 1100°C существенно увеличиваются, что свидетельствует о проникновении в объем материала газовых примесей. При этом рост удельного сопротивления и микротвердости для образцов, вырезанных в продольном направлении значительно больше, чем в поперечном. Определены длины дислокационных сегментов со «слабым» (L_C) и «жестким» (L_N) закреплением, рассчитаны напряжения отрыва дислокаций от точек закрепления и стартовые напряжения источников Франка-Рида после деформации и отжигов деформированных образцов гафния, вырезанных в продольном и поперечном направлениях. Показано, что в результате отжигов при 700 и 850°C величина дислокационного сегмента L_C больше для поперечных образцов, чем для продольных. После отжига при 1100°C значения L_C в продольных и поперечных образцах существенно уменьшаются и становятся почти равными и меньше, чем после деформации, соответственно для продольных и поперечных образцов. Длина дислокационного сегмента L_N после деформации гафния существенно выше в поперечных образцах по сравнению с продольными. Отжиг при 850°C приводит к инверсии значений L_N для образцов, вырезанных вдоль и поперек проката. При $T_{отж}$ = 1100°C величины L_N уменьшаются для поперечных и продольных образцов почти до уровня L_N после деформации и практически совпадают со значениями L_C при 1100°C для каждого вида образцов. Полученные результаты обсуждаются в рамках анизотропии скорости диффузии при миграции точечных дефектов к разным стокам (дислокациям, границам зерен) на разных кристаллографических плоскостях и анизотропии распределения линейных дефектов по разным плоскостям скольжения гафния.

ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

Белоус В.

В работе представлены основные результаты исследований механических, коррозионных и трибологических характеристик модифицированных слоев и покрытий на основе титана, получаемых ионно-плазменным методом из исходных и сепарированных потоков плазмы вакуумной дуги.

Приведены результаты исследований влияния состава и режимов получения слоев и пленок на их структуру, твердость, модуль Юнга, коррозионное и эрозионное поведение. Определены взаимосвязи между параметрами процесса получения, структурой и свойствами модифицированных слоев.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЛЯ КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫЕ Fe–Cr–Mn СТАЛИ

Скибина Л.В.[1], Москаленко В.А.[1], Черник М.М.[2], Ратишвили М.А.[3]

[1]*Физико-технический институт низких температур им.Б.И.Веркина НАН Украины, Харьков, Украина,* skibina@ilt.kharkov.ua
[2]*Институт промышленной безопасности УАН, Харьков, Украина,* safety.uas@gmail.com
[3]*Институт металлургии им.Ф.Н.Тавадзе АН Грузии, Тбилиси, Грузия,* ratishvili@mail.ru

Разработаны новые аустенитные нержавеющие свариваемые стали с повышенными прочностными и пластическими характеристиками для криогенной, химической и специальной машиностроительной промышленности на основе системы Fe–Cr–Mn. Преимуществом этих сталей является их дешевизна по сравнению с традиционными Fe–Cr–Ni сталями.

Исследованы структурные и механические свойства восьми сплавов с 10% Cr и 35% Mn, легированных различным количеством азота (0,1–0,2%) при температурах 300, 77, 20, и 4,2 К. Механические испытания проводились на закаленных в воде с 1273 К образцах опытных сплавов.

Особенностью кривых деформации растяжением исследованных сплавов при температурах 20 и 4,2К является неустойчивость пластического течения. Она проявляется в виде скачков (сбросов нагрузки) — регулярных (пилообразных) при 4,2 К и нерегулярных при 20К.

Важным результатом работы является выявление концентрационной области сплавов системы Fe–Cr–Mn, обладающих при низких температурах высоким уровнем прочности с сохранением при этом высокой пластичности (при 4,2 К: $\sigma_в$ =1650 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1300 МПа, δ = 50%, ψ =50%). Можно предположить, что увеличение прочности связано с легированием сталей азотом, а высокая пластичность обусловлена понижением энергии дефектов упаковки в области низких температур.

Вторым важным результатом является получение высокостабильной аустенитной структуры этих сталей вплоть до их разрушения при деформации до 4,2 К. Это подтверждают проведенные рентгенографические исследования.

Изученная система Fe–10Cr–35Mn сплавов, легированых азотом, может быть основой для создания перспективных марок аустенитных сталей криогенного применения.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МОДИФИЦИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Белоус В.А., Толмачева Г.Н.

ННЦ ХФТИ, г.Харьков, Украина

В современных условиях развития промышленности требования к эксплуатационным характеристикам конструкционных материалов непрерывно растут. Одним из средств повышения таких характеристик является поверхностная модификация массивных материалов путем имплантации ионов, а так же нанесение покрытий. Так как глубина такого модифицированного слоя часто не превышает 200 нм, измерить его эксплуатационные характеристики возможно лишь методом наноиндентирования.

В данной работе исследовали основные механические свойства имплантированной поверхности сплава Э110 ионами инертных газов (рис.1), а так же многослойных покрытий на основе нитридов циркония синтезированных из плазменного потока методом вакуумно-дугового осаждения (рис.2). Испытания проводилось трехгранным индентором Берковича на нанотвердомере Nano Indenter G200, анализ результатов проводили методом Оливера и Фара.

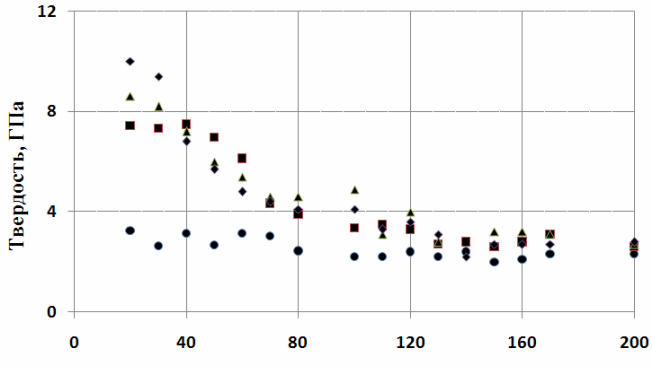


Рис.1. Зависимость твердости сплава Э110 (•) от глубины индентирования имплантированного ионами Al (■), Zr (▲), Mo (•).

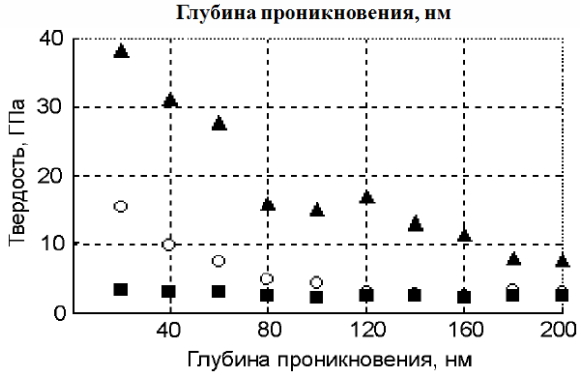


Рис.2. Зависимость твердости сплава Э110 (■) от глубины индентирования после осаждения двухслойного покрытия Zr/ZrN по 100 нм (○) и после осаждения многослойных покрытий Zr/ZrN из 20 чередующихся слоев (▲).

Показано, что имплантация ионов приводит к увеличению твердости исходного образца почти в два раза, но глубина модифицированного слоя не превышает 100 нм. Многослойные наноструктурные Zr/ZrN покрытия с толщиной чередующихся слоев Zr и ZrN от 50 нм до 100 нм существенно улучшают исходные характеристики подложки. Так максимальная нанотвердость образца с двухслойным покрытием достигает 15 ГПа в сравнении с 2,2 ГПа для исходного образца, а для многослойного Zr/ZrN конденсата (20 слоев) максимальная нанотвердость достигает 38 ГПа.

АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАНТОВ

Забелин С.Ф., Дорожков А.А., Феофанов А.А.

ЗабГГПУ им. Н.Г. Чернышевского, г. Чита, Россия,
metal@zabspu.ru

Большинство способов нанесения покрытий (гальваника, напыление, химическое и физическое осаждение) имеют ряд ограничений, связанных, главным образом, с несовместимостью материалов покрытия и матрицы или с необходимостью поддерживать заданную температуру или контролировать давление и состав газовой атмосферы при нанесении покрытий.

Перспективным методом повышения физических, механических и трибологических характеристик поверхностного слоя считается ультразвуковой способ создания наноструктурных покрытий, когда под действием ультразвука происходит ускорение химических реакций и твёрдофазной диффузии, что сопровождается прочным сцеплением металлической матрицы с частицами, твёрдофазными превращениями соответственно, с достижением особых функциональных свойств материала.

Сущность ультразвукового метода создания наноструктурных покрытий состоит в том, что порошкообразный материал для нанесения покрытий измельчается, деформируется и «вгоняется» в металлическую поверхность вследствие кинетической энергии шаров, приводимых в движение высокочастотным или ультразвуковым излучателем. Особенностью является отсутствие ограничений при выборе материалов покрытия и подложки и легко контролируемый режим технологии.

Устройство для нанесения покрытий состоит из электрогенератора, работающего в ультразвуковом диапазоне частот, электроакустического преобразователя сигнала генератора в механические колебания и колебательной системы, обеспечивающей передачу колебаний на подложку.

Металлические или керамические шары и металлический или керамический порошок помещаются внутрь резонансной камеры, которая приводится в движение на частотах высокого или ультразвукового диапазонов. Вибрация камеры передаёт энергию шарам, которые хаотично соударяются друг с другом, бомбардируют поверхность металла, который кладётся сверху на резонансную камеру. Как результат интенсивного бомбардирования, часть частиц, закрепившихся на поверхности металла или захваченных летающими шарами, «вбивается» в поверхностный слой. Другая часть частиц подвергается механическому измельчению или повторяющемуся деформированию. Под действием напряжений, возникающих в поверхностных слоях подложки при ударе шаров, происходит ускорение химических реакций и твёрдофазной диффузии, что сопровождается прочным сцеплением металлической матрицы с частицами, твердофазными превращениями, образованием интреметаллидов, оксидов, нитридов. В результате на поверхности формируется покрытие или слой композиционного материала имеющего нано- или микроструктуру.

Данная технология нанесения нанокристаллических покрытий наиболее перспективна для изготовления имплантантов медицинского назначения. Опытные исследования показали перспективность использования акустического метода для нанесения покрытий из нитрида титана, алюминида титана, алюминида никеля на алюминиевую, титановую, стальную подложку.

ПОВЫШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОВЕРХНОСТНЫМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕМ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Забелин С.Ф., Феофанов А.А., Дорожков А.А.

ЗабГГПУ им. Н.Г. Чернышевского, г. Чита, Россия,
metal@zabspu.ru

В работе рассматривается проблема увеличения показателей жаропрочности и жаростойкости титановых сплавов с целью их применения для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД), работающих при температурах выше 600°С в течение 2000 часов и более.

В качестве эффективного метода, повышающего жаростойкость и жаропрочность, предлагается использовать поверхностное наноструктурирование методом плазменной обработки (ионной имплантации) поверхности титановых сплавов ионами алюминия и ниобия. Высокоинтенсивная имплантация металлических ионов позволяет формировать в поверхностном слое металлических материалов наноструктуру, состоящую из нанокристаллических интерметаллидов [1]. Повышение температуры мишени за счёт высокой плотности ионного потока, а так же длительности ионной обработки позволяет увеличить толщину модифицированного слоя до нескольких микрометров.

На основе анализа известных результатов исследованийпредлагается повысить жаропрочные характеристики титановых сплавов за счет:

1. Изменения состава и формирования нанофаз:

- повышения степени легирования α-фазы и уменьшения количества β-фазы (легирование известных сплавов элементами – Nb, Mo, Cr, B, но не предложены новые способы легирования и ввода элементов, не изучены взаимодействие и растворимость в α и β – фазах сплава);
- выделения интерметаллидных фаз типа TiNb (повышение уровня прочности, жаропрочности (650 ^{o}C), сопротивление ползучести (650 ^{o}C) и малоцикловой усталости, но не установлено влияние на последующую механическую обработку).

2. Изменение структуры и ее параметров:

- увеличения объемной доли толстых пластин вторичной α-фазы или уменьшении объемной доли тонких при глобулярной структуре;
- увеличения размеров α-колоний, толщины пластин первичной α-фазы и росте β-зерен при пластинчатой структуре.

Для достижения длительной стойкости и прочности титановых сплавов при температурах выше 600°С предлагается провести исследование и оптимизацию указанных характеристик при плазменной обработке ионами алюминия и ниобия титановых сплавов с обеспечением бимодальной структуры и глобулярной с увеличенной объемной долей толстых пластин вторичной α-фазы.

1. Курзина И. А. Наноразмерные интерметаллидные фазы, формирующиеся в условиях ионной имплантации// Материаловедение. 2010. №2. С. 49-64.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ЧИСТОМ ТАНТАЛЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Малахова С. А. [1, 2], Дитенберг И. А. [1, 2], Тюменцев А. Н. [1, 2], Корзников А. В. [3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Институт сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
malakhova_sv@rambler.ru

Представлены результаты электронномикроскопического исследования особенностей микроструктуры чистого Та (99,99 %) после кручения под давлением при комнатной температуре до различных степеней деформации (e = 3÷6,9 единиц). Исследование микроструктуры тантала проведено в сечении, перпендикулярном плоскости наковален, которое является наиболее информативным для изучения анизотропной микроструктуры, формирующейся при таком способе деформации. Для структурной аттестации применялись методики темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок, позволяющие проводить количественную аттестацию параметров зеренной и дефектной структуры.

В процессе исследования обнаружено формирование анизотропного структурного состояния: зерен с высокоугловыми границами с субмикронными размерами (100-350 нм) в направлении, перпендикулярном оси кручения, и наномасштабными (30-150 нм) в направлении, параллельном оси кручения.

Детальное исследование микроструктуры позволило выявить особенности формирования двухуровневых структурных состояний: наноразмерных (50÷200 нм) зерен с высокоугловыми границами, фрагментированых на нанокристаллы размерами от 5 до 20 нм с малоугловыми разориентировками дискретного и непрерывного типа. Кривизна кристаллической решетки в таких состояниях достигает значений от 5 до 100 град/мкм. В целом микроструктура деформированного Та характеризуется высокими градиентами кривизны кристаллической решетки и, как показали оценки, значительными градиентами локальных внутренних напряжений.

Установлено, что формирование и эволюция двухуровневых структурных состояний коррелирует с изменением уровня механических свойств (микротвердости, H_v). Значения H_v, измеренные в сечении, перпендикулярном плоскости наковален, зависят от степени деформации (количества оборотов и расстояния от оси кручения), увеличиваются от исходных значений 1,53 ГПа до 5,78 ГПа в периферийной части (край диска) после семи оборотов.

Проведено обобщение и сопоставление представленных результатов с полученными ранее данными о микроструктуре и свойствах сплавов на основе Mo-Re и V. Предполагается, что формирование двухуровневых структурных состояний не зависит от исходного вида упрочнения материалов, а связано с субструктурным типом упрочнения в процессе деформационного воздействия.

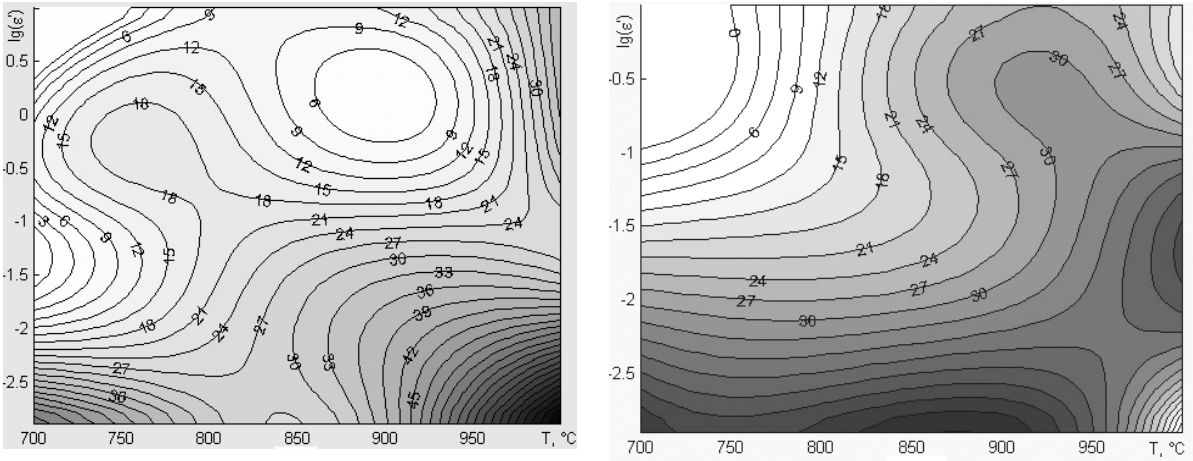
Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-02-00809-а и Федерального Агентства РФ по образованию ГК № 14.740.11.0466. Исследования проведены на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ и Научно-образовательного и инновационного центра «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ.

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВОВ ПТ3В И 5ВА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Федосеев М.Л.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.Петербург, Россия
BBarakhtin@mail.ru

Проведены сравнительные пластометрические испытания сплавов ПТ3В и 5ВА при температурах 700–1000^{0}С и скоростях пластической деформации $\acute{\varepsilon}$ 10^{-3} – 10 c^{-1}. С помощью диаграмм σ(ε) построены карты распределения коэффициентов η эффективности диссипации механической энергии (рисунок), которые предлагаются для оптимизации режимов горячей пластической деформации металла.



а *б*

Рис. Карты распределения коэффициентов диссипации η ($\acute{\varepsilon}$, T), построенные по данным пластометрических испытаний сплавов ПТ3В (*а*) и 5ВА (*б*).

Методами дилатометрического и высокотемпературного рентгеновского анализов установлены границы фазового состава сплавов и выполнены метало-графические исследования структуры. После охлаждения внутреннее строение сплавов представлено фазами: α + 2%β (ПТ3В) и α + α`` + (~0,5%)β (5ВА).

Полученные данные свидетельствуют о том, что сплав 5ВА обладает большей прочностью и температурной стабильностью в процессе горячей пластической деформации до значений ε=0,3. Однако его прочностные показатели в большей степени зависят от скорости деформации, чем в сплаве ПТ3В. Кроме этого, стадия взаимодействия подвижных дислокаций с примесями (эффект Портевена Ле-Шателье) в сплаве 5ВА в три раза короче, чем в сплаве ПТ3В. Указанные особенности характеризуют лучшее металлургическое качество сплава 5ВА.

При вариации температур испытания технологичность и запас пластичности сплавов оценены по отношению $\sigma_{тек}/\sigma_B$. Как оказалось, значения отношений для сплава ПТ3В на 0,1 выше, чем для сплава 5ВА до температур ~900^{0}С, и только при 1000^{0}С они равны. Данный факт говорит о лучшей деформационной податливости сплава 5ВА в сравнении с ПТ3В. Также установлено, что в структуре сплава 5ВА быстрее достижимо состояние, близкое к сверхпластичности.

По совокупности результатов исследования и картам η($\acute{\varepsilon}$, Т) сделаны следующие выводы:

1. В процессе горячей пластической деформации комплекс механических и технологических свойств сплава 5ВА лучше, чем у сплава ПТ3В.

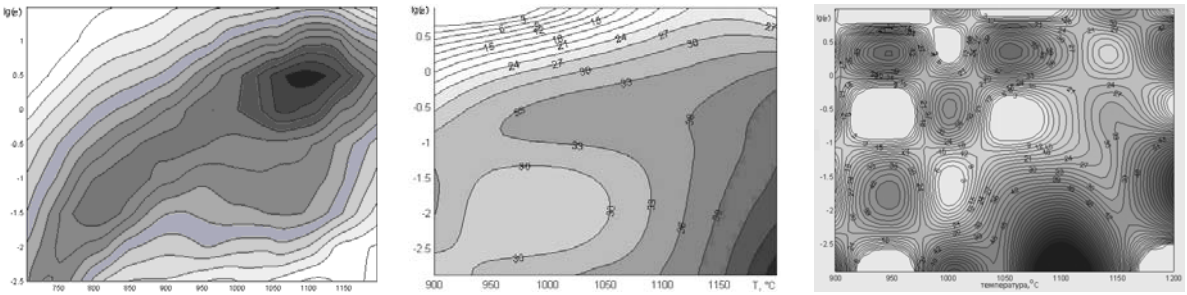
2. На картах $\eta = \eta(\acute{\varepsilon}, T)$ область высоких значений коэффициентов диссипации соответствует параметрам горячей деформации с наилучшей пластичностью. Поэтому коэффициенты эффективности диссипации могут использоваться в качестве критерия при оптимизации технологий с горячей пластической деформацией металлов.

ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ СТАЛЕЙ ПО КАРТАМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДИССИПАЦИИ

Барахтин Б.К.*, Ермакова Н.Ю., Сошина Т.В.***

** ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ** СПб ГПУ, С.Петербург, Россия*
BBarakhtin@mail.ru

В решении задач по совершенствованию термомеханической обработки малоуглеродистых высокопрочных сталей использован критерий эффективности диссипации механической энергии η [1], который характеризует долю механической энергии, затраченной на структурные изменения в ходе горячей пластической деформа-ции (рисунок). Чем выше значения $\eta = \eta(\acute{\varepsilon}, T)$, тем лучше технологическая пластич-ность, тем менее напряженное и склонное к образованию микротрещин структурное состояние формируется в деформируемом образце.



Техническое железо | Сталь 10 | Сталь 09ХН2МД

Рис. Карты распределений значений $\eta = \eta(\acute{\varepsilon}, T)$ для указанных образцов по данным пластометрических испытаний в диапазоне $\acute{\varepsilon}$ ($10^{-3}\div10$ с$^{-1}$) и T ($900\div1200^0$C).

После пластометрических испытаний сталей разного химического состава при температурах $900\div1200^0$C и скоростях деформации $10^{-3}\div10$ с$^{-1}$ до ε=0,3 на картах распределений коэффициентов диссипации обнаружены максимумы и минимумы. Количество экстремумов возрастает с увеличением концентрации легирующих элементов. Места и характер расположения экстремальных значений $\eta = \eta(\acute{\varepsilon}, T)$ обусловлены локализацией латентной энергии в ансамблях дефектов в форме диссипативных состояний и «готовностью» внутреннего строения к структурно-фазовым переходам [2]. Предполагается, что выявленная упорядоченность мест экстремумов $\eta(\acute{\varepsilon}, T)$ вызвана рассогласованием скоростей диффузии атомов внедрения и замещения в диссипативных мезоструктурах фрагментируемой матрицы. Поскольку атомы внедрения проявляют тенденцию к ближнему упорядочению, а атомы замещения – к дальнему порядку [3], возникающая химическая неоднородность приводит к структурной неоднородности в размерах и распределении продуктов полиморфного превращения при охлаждении. Металлографические исследования, выполненные методами световой и электронной растровой микроскопии, показали, что распределения по размерам зерен в железе или бейнито-мартенситных пакетов в легированной стали положительно коррелируют с местами расположения экстремумов коэффициента η.

1. Варгасов Н.Р., Рыбин В.В. Оптимизация температурно-скоростных режимов пластической деформации по критерию диссипации механической энергии // Металловедение и термическая обработка металлов, 1999.- №9.- с.52-56.
2. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Рыбин В.В. Структурные изменения в железе в условиях горячей деформации сжатием // Деформация и разрушение материалов, 2006.- N7.- с.9-15.
3. Домбровски Л. Статистика и динамика самоупорядочивающихся сплавов. М.: МГУ, 2000.- 112 с.

МЕХАНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СЛАБОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПОЛЯРИЗАЦИИ И УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТВЕРДЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ (ГОРНЫХ ПОРОД)

Махмудов Х.Ф., Куксенко В.С., Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
h.machmoudov@mail.ioffe.ru

Исследовали механо-электрические эффекты при слабой электрической поляризации и упругой деформации образцов из мрамора. Регистрация индуцированного электрического потенциала производилась бесконтактным способом при помощи изготовленного в лаборатории электрометра (ЭМ) с большим входным сопротивлением с последующими записями сбора и обработки входных токов в систему A-Line 32D. Показано, что релаксация потенциала при поляризации и механическом нагружении идентична по природе и контролируется термическими флуктуациями. Получена температурная зависимость среднего времени релаксации. Определена энергия активации этого процесса.

При приложении к образцу слабых электрических полей механо-электрические эффекты усиливаются или ослабевают в зависимости от направленности электрических полей. Временные зависимости потенциала в первом приближении могут быть описаны уравнением :

$$\varphi_t = \varphi_o\,[1 - \exp(-t/\tau)], \qquad (1)$$

где φ_t – значение потенциала в момент времени t, φ_o – значение потенциала при $t \to \infty$. Здесь τ – среднее время релаксации потенциала, величина которого связана с температурой T уравнением:

$$\tau = \tau_o \exp[E/kT], \qquad (2)$$

где E – энергия активации процесса релаксации, k – константа Больцмана.

Сделан вывод о единой природе электрической поляризации и поляризации, индуцированной механическим полем.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-05-00639) и ФЦП, госконтракт № 02.740.11.0315.

1. Журков С.Н., Куксенко В.С., Махмудов Х.Ф.и д.р. // ДАН. 1997. т.35. в.4. С. 470-472.
2. Махмудов Х.Ф., Куксенко В.С. // ФТТ. 2005. т.47. в.5. С. 856-859.
3. В.А. Петров, А.Я. Башкарев, В.И. Веттегрень Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов // СПб, Политехника, 1993.- 475 с
4. Fateev E. G. 2002. Papers of 10th international Conference on the Physics and Chemistry of lice, St. Johns, Newfoundland // Canada. 14

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА АДГЕЗИОННО-КОГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ВОДОСОДЕРЖАЩИХ ТЕЛ

Заднепровский Р.П.

Волгоградская государственная сельхозакадемия, Россия
zadnepr@yandex.ru

Несмотря на значительное число исследований по влиянию электромагнитных полей (ЭМП) на свойства водных систем и использования, возникающих при этом, физико-химических явлений (электроосмос, электрофорез, изменение кинетики коагуляции и кристаллизации, растворимости, адсорбционных свойств и др.) в практических целях, теория ЭВП-воздействия в значительной мере содержит гипотетические положения (особенно для слабых полей) и имеет существенные пробелы и недоработки, не позволяющие во многих случаях сделать достаточно надежное прогнозирование режима, его целенаправленного использования и количественной оценки конечного практического результата при переходе с одного материала на другой, когда существенно изменяется химико-физический состав и состояние.

Вследствие этого результаты различных исследований часто расходятся, не всегда сравнимы и объяснимы.

Постоянное электрическое поле может быть использовано для: переноса вещества и жидкостей в пористой среде (электроосмос и электрофорез), электромагнитной активации воды и других жидкостей, приводящих к изменению их структурно-физических свойств водосодержащих материалов, и тем самым, открывая перспективы новых практических реализаций.

Переменное электрическое поле с напряжением до 15–30 кВ существенно влияет на процесс структурообразования при твердении строительных растворов. Наложение электрического поля напряженностью E = 2–3 В/см до начала интенсивного структурообразования приводит к росту периода его твердения. Многочасовое воздействие электроосмоса используется для осушения и закрепления грунтов (в течение 3–5 суток). Из теоретических соображений и некоторых предварительных опытов следует ожидать роста интенсивности твердения при более низких частотах (5–20 Гц), при значительном снижении напряженности поля. Магнитная обработка глинистых паст при напряженности до 50 А/м и скорости пересечения магнитного поля 0,3–1,3 м/с повышает или снижает до 25% (в зависимости от режима омагничивания) когезию и адгезию к металлам. Полиэкстремальный характер изменения когезии и адгезии согласуется с изменением измеряемых параметров физических свойств (электродных потенциалов, смачивания, вязкости, электропроводимости) при действии ЭМП, но имеет ряд особенностей, требующих экспериментальной проверки. Воздействие ЭМП является, по существу, элементом нанотехнологий (для объемного материаловедения), позволяющее длительное время (от нескольких часов до нескольких суток) создавать существенное неравновесное энерготермодинамическое состояние воднодисперсных систем -ВДС (т.е. фактически изменять свойства наноразмерных частиц системы) и тем самым влиять на ее конечное состояние в процессах фазопревращений или переноса веществ. Для прогноза изменения адгезии и когезии ВДС разработана методика определения оптимизации режима воздействия ЭВП по показателям изменения углов смачивания и скатывания, электродного потенциала, капиллярного поднятия и измерению сил адгезии и когезии.

Наибольшая определенность теории и конечных результатов имеется при изучении и практическом использовании явлений электроосмоса, электрофореза и электролиза, которые используются в технике для снижения адгезии и трения, осушения, нанесения покрытий, очистки, и других технологиях.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ

Овчинников Е.В., Струк В.А., Кравченко В.И., Войтович М.М

УМЦ «Промашромаш» ОАО «Белкард»,УО ГрГУ им.Янки Купалы г.Гродно
ovchin_1967@mail.ru

Покрытия на основе нитридов, карбидов, оксидов титана имеют достаточную высокую твердость и, как следствие, высокую износостойкость, которая сочетается с низкими адгезионными характеристиками данных покрытий. В настоящее время вследствие развития нанотехнологий появились возможности получения нанофаз в матрице самого тонкослойного покрытия. Одними из перспективных покрытий, содержащих в своей структуре нанофазные объекты, являются алмазоподобные покрытия. Применение нанотехнологий в области создания тонкослойных антифрикционных покрытий позволило получить покрытия с улучшенными физико-механическими характеристиками (высокой твердостью, химической стойкостью, низким коэффициентом трения, высокой износостойкостью). Наличие вышеприведенных физико-механических характеристик позволило применять алмазоподобные покрытия для решения следующих задач: создание сверхтвердого инструмента, химической защиты деталей при работе в агрессивных средах, повышение триботехнических характеристик изделий.

Целью данной работы является изучение влияния термообработки на структуру и морфологию алмазоподобных покрытий, сформированных импульсным катодно-дуговым методом.

Покрытия формировали путем осаждения из импульсной плазмы катодно-дугового разряда (DVD-CVV) в среде паров углеводородов (ацетилен, метан, пропан). Толщина алмазоподобного покрытия составляла не более 2 мкм. В ряде случаев для проведения модельных экспериментов в качестве подложки использовали полированные пластины из германия. Изучение структуры сформированных покрытий проводили на ИК-спектрофотометре TENZOR-27. Физико-механические характеристики покрытий определяли на микротвердомере ПМТ-3, при m = 150 г. Поверхностную активность покрытий изучали с помощью прямо-теневого метода по величине изменения краевого угла смачивания.

В ходе исследований была изучена структура и морфология алмазоподобных покрытий, сформированных импульсным катодно-дуговым методом на образцах из стали 45. Установлено наличие полос поглощения относящихся к колебаниям групп C–C; C=C; деформационным и валентным колебаниям групп C–H. В зависимости от режимов формирования покрытий наблюдается образование как мелкодисперсной так и крупнодисперсной структуры, что, в конечном счете, сказывается на физико-механических и прочностных характеристиках. Превышение режимов термообработки свыше 573 К приводит к деструкции покрытия с поверхности стальной подложки. Обработка покрытий фторсодержащими олигомерами приводит к увеличению гидрофобности покрытий и уменьшению значений поверхностной энергии. Установлено, что покрытия, имеющие крупнодисперсную структуру, обладают более высокими прочностными характеристиками. Проведение термообработки приводит к увеличению микротвердости композиционных покрытий.

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ

Овчинников Е.В.

УМЦ «Промашромаш» ОАО «Белкард», г.Гродно
ovchin_1967@mail.ru

В настоящее время особый интерес представляют тонкопленочные покрытия различного функционального назначения, среди которых перспективное применение в различных отраслях промышленности имеют покрытия на основе фторсодержащих полимеров и олигомеров. Такие покрытия, толщина которых не превышает 5 мкм, удается получать с помощью основных технологических методик: плазмохимической из активной газовой фазы, ротапринтной и растворной, благодаря разработке растворимых фракций фторсодержащих олигомеров. Особый интерес вызывают покрытия, сформированные по растворной технологии, не требующей специального дорогостоящего оборудования. Данные покрытия обладают комплексом уникальных эксплуатационных характеристик, т. к. молекулы олигомеров сочетают в себе высокую химическую стойкость (связи C–F), активность (химически активные концевые функциональные группы), гибкость и подвижность (наличие в структуре молекулярной цепи эфирных связей и сравнительно невысокая.ю молекулярная масса макромолекулы). Традиционным подходом получения тонкопленочных покрытий является обработка твердой подложки в 1–2 % растворе в хладоне-137 фторсодержащих олигомеров (ФСО), имеющих общую структурную формулу R_f-R_n (R_f- фторсодержащий радикал, R_n- концевая группа). Распространенным технологическим подходом получения покрытий является ротапринтная технология, позволяющая формировать слои наносимого материала различной толщины из твердой фазы. В ряде работ предложено использовать в качестве полимерного компонента ультрадисперсный политетрафторэтилен. Применение данного материала приводит к «обволакиванию» твердых частиц более мягкими, что позволяет создать на поверхности более твердых частиц разделительные слои с низкими значениями сопротивления сдвигу и в результате чего резко снижает коэффициент трения. Целью данной работы являлось изучение структуры и морфологии нанокомпозиционных покрытий, полученных по различным технологиям во взаимосвязи с физико-механическими характеристиками. Исходя из положений квантовой механики в случае рассмотрения модели свободного независимого электрона (адиабатическое приближение) и при использовании в дальнейшем барьерной модели была оценена типичная структура металлического образца. В результате получено уравнение позволяющее оценить значение коэффициента прозрачности (коэффициента пропускания) барьера:

$$P = \frac{D}{\underset{\leftarrow}{D}} = \frac{k_1^2}{k_3^2} = \frac{E}{E - V.};$$

Исходя из данного выражения видно, что различные степени дефектности по обе стороны от границы раздела приводят к появлению на ней электрически заряженных областей, с размерами много больших атомных. Поверхностные слои поликристаллического материала остаются электронейтральными, но ее адгезионные, триботехнические , адсорбционные и т.п. зависят от наличия зарядовой мозаики на поверхности. Наличие зарядовой мозаики на поверхности металла способствует образованию наноразмерных объектов в структуре формируемых по различным технологиям покрытий фторсодержащих соединений.

ОСОБЕННОСТИ РАСТВОРИМОСТИ ВОДОРОДА В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ni–B

Звягинцева А.В.

Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия
zvygincevaav@mail.ru

Электролитические металлы в зависимости от условий электролиза имеют ярко - выраженную тенденцию к образованию структур типа металл-водород в зонах кристаллизации с изменяющимся потоком вещества. Именно по этой причине возникает неоднородность в распределении растворенного водорода по толщине и поверхности металла. Соединение типа металл-гидрид вызывает изменение механических и физико-химических свойств покрытий, и именно, с этих позиций, необходимо рассматривать кинетику процесса взаимодействия водорода с электролитическими металлами и сплавами, а также влияние характера взаимодействия водородных соединений на структуру металла. Решение этой проблемы создает предпосылки к развитию практических технологий водородной энергетики.

По всей вероятности эффект поглощения водорода сплавом Ni–B зависит не только от количества дефектов структуры никеля, но и от локализации в пограничном слое покрытия температурных областей [1]. Исследование распределения тока по поверхности электрода показало, что максимальная плотность тока соответствует угловым точкам электрода. В соответствии с этим было определено содержание водорода на элементарных участках катода, в соответствии с которым, были построены гистограммы распределения водорода по элементарным участкам электрода (рис. 1).

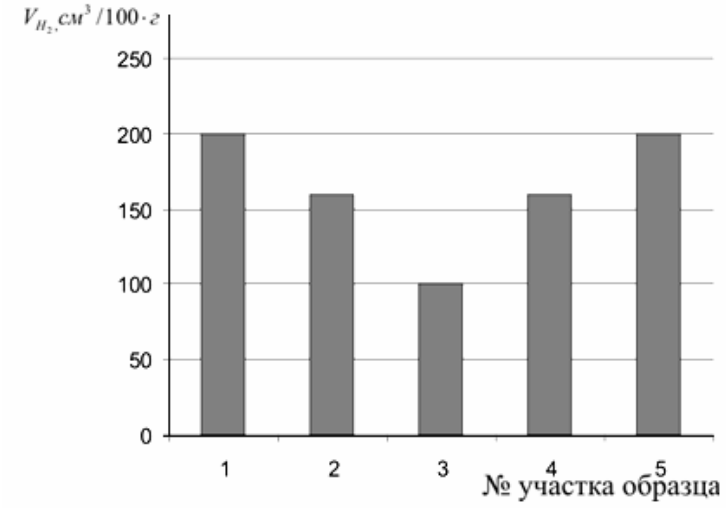


Рис. 1. Диаграмма содержания водорода по элементарным участкам электрода

Номера элементарных участков соответствуют положению электрода, при котором 1 и 5 находятся у верхней границы электролита, а 2 и 4 – у нижней границы электролита и 3 – по центру электрода. По всей вероятности, как и следовало ожидать, максимальная концентрация водорода будет в зонах, расположенных у верхней границы электролита. Очевидно, за счёт эффекта Сорэ [1], именно к этим площадкам устремляются ионы H_3O^+. Таким образом, в результате неравномерности распределения тока по поверхности электрода создаются предпосылки для образования участков с различным стехиометрическим составом сплава.

1. Электрохимия / Б.Б. Дамаскин, О.А. Петрий, Г.А. Цирлина. – М.: Химия, Колосс, 2008.- 672 с.

ПРИМЕСНЫЕ ЛОВУШКИ ДЛЯ АТОМОВ ВОДОРОДА В ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ

Звягинцева А.В.

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

Элементы конструкций современной техники работают в условиях значительных температурных перепадов, при наличии химически активных сред и возможного воздействия различных физических полей. Прочностная надежность и ресурс эксплуатации изделий существенно зависят от состояния поверхности. Это обусловлено тем, что физико-химические процессы (окисление, наводораживание, образование очагов разрушения и т.д.) начинаются на поверхности и в приповерхностных слоях изделия. Поэтому состояние поверхности определяет эксплуатационные характеристики элементов конструкций различного функционального назначения. Среди поверхностно активных веществ определяющая роль принадлежит водороду. В работе изучено влияния бора на процессы наводороживания электрохимических покрытий металлами на основе никеля.

Исследование содержания водорода в покрытиях Ni–B от времени прошедшего после электроосаждения образцов, от одного часа до 15 суток показало, что наиболее заметные изменения структуры и свойств покрытия происходят в свежеосажденных образцах в течении 24 часов [1]. Установлено, что при извлечении водорода из сплавов Ni – B методом вакуумной экстракции некоторая доля остается в покрытии. Высказано предположение, что возможной причиной такого поведения является наличие примесных и структурных ловушек для атомов водорода. В качестве примесных ловушек следует рассматривать атомы бора. Для доказательства высказанного предположения исследовано распределение бора по слоям свежеосажденного сплава Ni – B и содержания бора и водорода в объеме покрытия от толщины слоя при постоянных остальных параметрах электролиза ($i_к$, pH, $t_{эл\text{-}та}$, $C_{борсодержащей\ добавки}$). Установлена аналогичная зависимость с увеличением толщины слоя от 1 до 15 мкм содержание бора и водорода в единице объема уменьшается. Наиболее обогащены бором слои близкие к основе покрытия. Показано, что концентрация водорода в электрохимическом покрытии на основе никеля определяется вероятностью образования дефектных структур в металле и является функцией электролиза.

Проведено математическое моделирование влияния структурных дефектов на процесс обратимой сорбции водорода в электрохимическом никеле. За основу математического анализа принята схема разрушения материалов под действием молекулярного водорода в порах покрытия и из-за возможного образования гидрида металла по дефектам структуры [2]. Сравнительный анализ кинетики образования примесных сегрегаций из атомов водорода проведен для наиболее значимых структурных дефектов, таких как: краевые дислокации, вершины микротрещин и клиновые дисклинации. Показано, что образования водородных сегрегаций для структурного дефекта – клиновая дисклинация, осуществляется по линейному закону. Кинетика процесса формирования водородных сегрегаций для вершины микротрещины и краевой дислокации протекает более медленно.

1. Звягинцева А.В., Гусев А.Л., Шалимов Ю.Н. Кинетика процессов электрохимического наводороживания металлов в присутствии бора. / Альтернативная энергетика и экология, 2009, №4 (72). С.20-27.
2. Теодосиу К. Упругие модели дефектов в кристаллах. М.:Мир, 1985, 351 с.

ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗА СЧЕТ СВЧ-ТЕРМООБРАБОТКИ

Черняева Т.П., Клименко С.П., Грицина В.М., Долгий В.А., Рыбальченко Н.Д., Василенко Р.Л.

Научно-технический комплекс «Ядерный топливный цикл» Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт» (НТК ЯТЦ ННЦ ХФТИ), Украина
klimenko@kipt.kharkov.ua

Представлены результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов, вырезанных из канальных труб (сплав Zr–2,5%Nb) в состоянии поставки (финишный отжиг 550 °С в течение 5 ч, данное состояние принято за исходное), а также СВЧ -закаленных (от 980 °С) и СВЧ-закаленных и затем отожженных при 580 °С в течение 24 ч. Показана перспективность использования СВЧ-термообработки с целью повышения сопротивления сплава Zr–2,5%Nb малоцикловой усталости. Проведены структурные исследования. Увеличение усталостной прочности СВЧ-закаленного сплава Zr–2,5%Nb связывается с созданием фрагментированной ламинарной структуры (рис. 2).

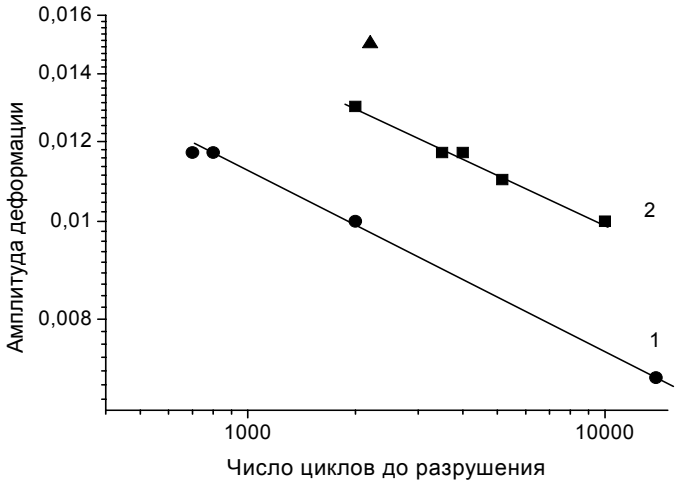


Рис. 1. Сопротивление сплава Zr–2,5%Nb разрушению при малоцикловой усталости ($T_{исп.}$ = 25 ºС): 1 – исходное состояние (•); 2 - СВЧ-закаленное от 980 °С (■); ▲- СВЧ-закалка (от 980 ºС) + отжиг при 580 °С 24 ч. Продольное направление труб

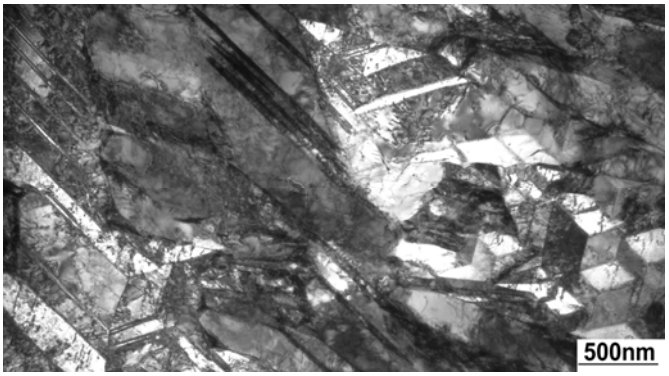


Рис. 2. ТЭМ - изображение структуры материала канальных труб (Zr–2,5%Nb) в СВЧ - закаленном состоянии (с закалкой от 980 °С)

ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ИСПАРЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ Ti–Si КАТОДОВ

[1]Воеводин В.Н., [2]Прибытков Г.А., [1]Андреев А.А., [2]Гурских А.В., [2]Коржова В.В.,[1]Столбовой В.А..

[1]Национальный научный центр «ХФТИ», г. Харьков, Украина,
aandreev@kipt.kharkov.ua
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН г. Томск, Россия

Исследованы ионно-плазменные покрытия, полученные вакуумно-дуговым испарением катодов, спеченных из прессованных смесей порошков титана и кремния с содержанием кремния 6, 10 и 15 ат.%. Количество застывших капель на поверхности покрытия растет с увеличением концентрации кремния в распыляемом катоде с 10 до 15 ат.%. Анализ полученных результатов показывает, что разброс значений локального содержания Si в каплях очень велик и примерно на порядок выше, чем в покрытии. При небольшом потенциале подложки (–30 В) среднее содержание Si в каплях и распыляемых катодах почти одинаково, тогда как его содержание в материале покрытия примерно 2 раза меньше. Заметное уменьшение среднего содержания Si в каплях проявляется лишь при максимальном потенциале подложки –230 В.

Среднее содержание кремния в покрытии резко уменьшается при увеличении потенциала подложки. возможной причиной наблюдаемого эффекта обеднения покрытия кремнием может быть селективное распыление Si с поверхности осаждаемого покрытия при ее бомбардировке ускоренными ионами. Доказательством существования такого распыления является сильная зависимость концентрации Si в покрытии от потенциала подложки. При увеличении потенциала подложки от –30 до –230 В содержание кремния в покрытии меняется почти на порядок. Также заметно уменьшается среднее содержание Si в поверхностном слое капель.

Рентгеноструктурные исследования показали, что основной фазой во всех покрытиях является твердый раствор на основе α-Ti. Отражений от фазы Ti_5Si_3 в покрытиях, напыленных из катодов, содержащих 6 и 10 ат.% Si, не обнаружено. Две слабые линии Ti_5Si_3 появляются на рентгенограмме покрытия, осажденного при потенциала подложки -30 В с катода с 15 ат.% Si.

Полученные данные по содержанию Si в покрытии и в застывших каплях согласуются с результатами, полученными на покрытиях, осажденных при распылении катодов в среде азота [1]. Так, например, в наших исследованиях было получено, что при распылении катода Ti+10% Si при потенциале подложки –230 В без напуска в рабочую камеру азота среднее содержание Si в бездефектных участках покрытия составляет 5,5% от его содержания в катоде, а в поверхностном слое капель, застывших на поверхности покрытия, – до 68,7%. При распылении такого же катода при тех же режимах, но в среде азота при давлении 0,65 Па, эти величины составляли 6,6 и 46,2% соответственно [1]. Таким образом, присутствие разреженного азота в вакуумной камере качественно не влияет на процессы, ответственные за пониженное содержание Si в осаждаемом покрытии.

1. Шулаев В.М., Андреев А.А., Столбовой В.А., Прибытков Г.А., Гурских А.В., Коростелева Е.Н., Коржова В.В. Вакуумно-дуговое осаждение наноструктурных Ti-Si-N-покрытий из многокомпонентной плазмы. // Физическая инженерия поверхности, 2008, т.6, №1-2, с.105-113.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ АЗОТА ПРИ ОСАЖДЕНИИ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ Mo–N ПОКРЫТИЙ НА ИХ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

[1]Андреев А.А., [1]Воеводин В.Н., [2]Соболь О.В.,[3]Горбань В.Ф., [1]Столбовой В.А., Сердюк И.В.

[1]Национальный научный центр «ХФТИ», г. Харьков, Украина,
aandreev@kipt.kharkov.ua
[2]Национальный технический университет «ХПИ», г. Харьков, Украина
[3]Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича, г. Киев, Украина

Исследованы фазовый состав и механические свойства вакуумно-дуговых покрытий, полученных осаждением молибдена в присутствии азота при их осаждении. Показано, что при давлении азота 0,03…0,04 Па покрытие состоит из α-Mo с параметром решетки 0,3152 нм, имеет столбчатую структуру и твердость 3,5…5 ГПа. С увеличением давления более 0,04 Па в составе покрытия появляются следы высокотемпературной γ-Mo_2N и низкотемпературной β-Mo_2N фаз, содержание которых увеличивается по мере увеличения давления. При давлении около 0,066 Па твердость покрытий достигает максимальной 45…55 ГПа (рис.1). С увеличением давления азота растет процентная доля низкотемпературной β-Mo_2N фазы и наибольшая твердость 55 ГПа соответствует образцам, содержащим преимущественно кристаллиты тетрагональной β-Mo_2N фазы. Повышение постоянного потенциала смещения приложенного к подложке во всем диапазоне давлений приводит к увеличению количества γ-Mo_2N фазы. Однако приложение к подложке находящейся под постоянным потенциалом смещения дополнительного импульсного высоковольтного потенциала смещения стимулирует образование низкотемпературной фазы. При увеличении давления более 0,3 Па ($U_п$ = – 40 В) покрытие самопроизвольно разрушается путем образования сколов [1], вид которых подтверждает нанослойную структуру покрытий. При увеличении потенциала подложки до -200 В максимальная твердость покрытия смещается в сторону увеличения давления почти на порядок и сколы не появляются, что, по-видимому, связано с распылением избыточного азота ионами, обладающими большей энергией.

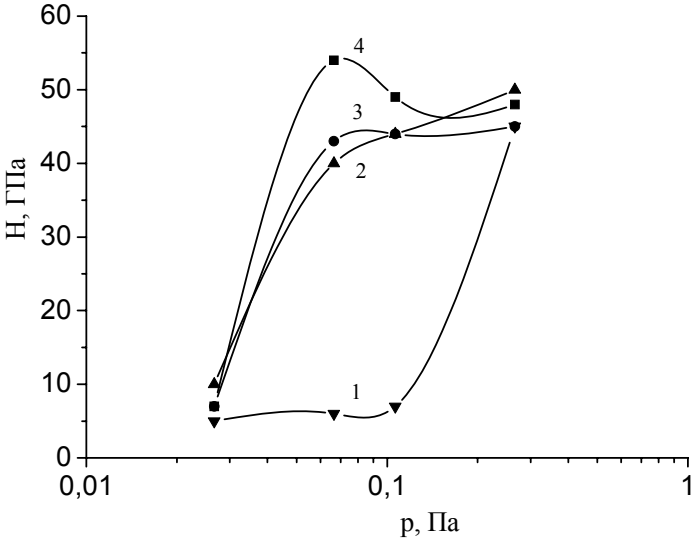


Рис. 1. Зависимость твердости покрытий Mo_2N от давления азота в вакуумной камере. $I_д$ = 160 А,
1) $U_п$ = –200 В.
2) $U_{п.имп}$ = –2000 В; f = 7 кГц.
3) $U_п$ = –40 В.
4) $U_п$ = –40 В, $U_{п.имп}$ = –2000 В; f = 7 кГц.

1. А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев. Вакуумно-дуговые покрытия. Харьков, ННЦ ХФТИ, 2010 г, 318 с.

СВЕРХТВЕРДЫЕ TiN ПОКРЫТИЯ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ НА РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТАХ

[1]Андреев А.А., [2]Григорьев С.Н., [3]Горбань В.Ф., [2]Волосова М.А., [2]Алешин С.В.,[1]Столбовой В.А.

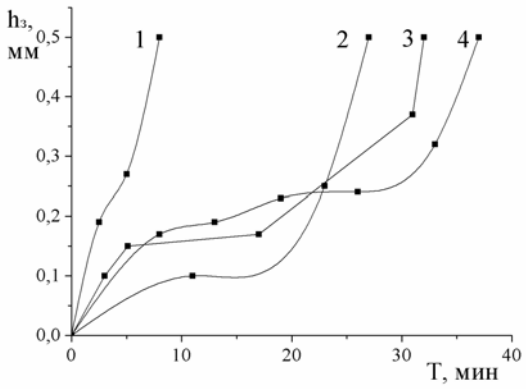
[1]Национальный научный центр «ХФТИ», г. Харьков, Украина,
aandreev@kipt.kharkov.ua
[2]Московский государственный технологический университет «Станкин», г. Москва, Россия
[3]Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича, г. Киев, Украина

Вакуумно-дуговым способом получены TiN покрытия, осажденные с ионной имплантацией (метод PBIID) [1], обладающие твердостью ≥ 40 ГПа. Покрытия осаждали при температуре подложки в диапазоне 105…500 °С, что позволяет наносить их на поверхность изделий из конструкционных и малолегированных сталей с относительно низкой температурой отпуска.

Полученные покрытия, осажденные при давлении азота в вакуумной камере от 0,01 до 0,665 Па, имеют твердость 41...68 ГПа и соотношение H^3/E^2 – 0,430...0,964. Наблюдается тенденция к достижению максимума твердости покрытий в интервале давления азота 0,4...0,5 Па.

Результаты испытаний резцов из стали Р6М5 с покрытиями TiN приведены на рис. 1. Видно, что покрытия, осажденные с имплантацией, при температуре подложки 120…180 °С показывают лучшие результаты, чем покрытия без имплантации, осажденные при температуре 500 °С.

На Харьковском машиностроительном заводе «ФЭД» были проведены производственные испытания мелкомодульных долбяков из стали Р6М5К5МП с вакуумно-дуговыми сверхтвердыми TiN покрытиями. Материал детали – труднообрабатываемая сталь 16 Х3НВФМБ-Ш (HRC 22-26). Для этих сталей обычное покрытие TiN не рекомендуется из-за его низкой эффективности. Тем не менее, количество деталей, обработанных долбяками со сверхтвердым покрытием, составило 11…12 шт., в то время как долбяки без покрытий обрабатывают только 2 …3 детали.



Графики зависимости изнашивания режущей пластины по задней поверхности от времени точения (ст 45, V = 103 м/мин., S = 0,15 мм/об., t = 3 мм). 1 – без покрытия; 2 – покрытие TiN без имплантации (500 ºС); 3 – покрытие TiN с имплантацией ($T_п$ = 120 ºС); 4 – покрытие TiN с имплантацией ($T_п$ = 180 ºС).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке НАН Украины в рамках совместных научных проектов НАН Украины и Российского фонда фундаментальных исследований.

1. J. Pelletier, A. Anders. Plasma-based ion implantation and deposition: A review of physics, technology and applications // IEEE Transactions on Plasma Science. – 2005. – V. 33, No 6. – P. 1944–1959.

ТЕРМОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ УПРУГИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

Базалеев Н.И., Брюховецкий В.В., Клепиков В.Ф., Литвиненко В.В.

Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины
г. Харьков, Украина,
ntcefo@yahoo.com

Выявление в конструкционных материалах процессов старения и дефектов различной природы является одной из наиболее актуальных задач неразрушающего контроля при мониторинге состояния изделий в процессе эксплуатации и организации контроля за развитием их старения. Пребывание конструкционных материалов в условиях действия критических нагрузок (тепловых, радиационных, механических и пр.) сопровождается образованием большого количества микродефектов, которые выявляются, как правило, при разрушении конструкций. Проблема оценки ресурса и возможности дальнейшей эксплуатации оборудования требует решения сложных задач технической дефектоскопии, в том числе разработки стратегии выявления как имеющихся дефектов, так и прогнозирования возможности их образования.

В работе предлагается термографический метод неразрушающего контроля дефектных структур в металлах и сплавах, основанный на активации тепловыделения на структурных неоднородностях материала при приложении циклических упругих напряжений. В основе метода лежит возможность проявления дефектов в материалах в виде аномальных зон (областей) нарушения теплофизических характеристик и физических признаков, параметры которых отличаются от нормативных, характерных для материала, не имеющего дефектов. Информативные параметры температурного поля (амплитуда, фаза градиент температуры, скорость распространения тепловой волны и пр.) отражают особенности внутреннего строения вещества, в частности, наличие структурных неоднородностей и дефектов с повышенным рассеянием энергии упругих волн в тепло. Это позволяет обнаруживать несплошности (трещины, пористость), инородные включения в материалах, контролировать характеристики внутреннего трения, исследовать тонкую структуру металлов и сплавов, кинетику стадий старения, в том числе деформационного.

Рассмотрены особенности рассеяния энергии упругих напряжений на дефектных структурах, влияние на нелинейность связи между напряжением и деформацией в реальных металлах межмолекулярных сил и надмолекулярной внутренней структуры, особенности проявления в металлах эффекта термоупругости и термодинамических состояний, в частности, неизотермического режима и особенности его формирования. Установлена связь между деформацией и энергией напряжения в реальных металлах, влияние внешних факторов на тепловой режим образцов при циклических напряжениях. Рассмотрены особенности проявления дефектов, связанных с искажением структуры материала, вызванной пластической деформацией, микроперегревами а также образованием пор и микротрещин.

Приведены данные о технике реализации метода на основе использования инфракрасной (тепловизионной) радиометрической аппаратуры. Результаты экспериментальных исследований, выполненные в работе, подтверждают эффективность термографического метода контроля структурных неоднородностей материалов на основе их активации упругими напряжениями.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФУНКЦИИ ПРОГИБА МОДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Иванов А.С., Челяпина О.И.

Подольский институт (филиал) Московского государственного открытого университета, Подольск, Россия,
chelyapina@pochta.ru

Внутренние напряжения являются наиболее коварной причиной внезапных разрушений элементов конструкций. Их возникновение обусловлено взаимодействием собственной энергии материала с энергией внешнего поля воздействующего на материал конструкции. К внутренним напряжениям относят технологические, остаточные, нагрузочные, эксплуатационные, рабочие, фактические. Частными случаями внутренних напряжений являются температурные.

В настоящее время для их определения используют целый ряд методов – теоретический, численный, экспериментальный. Теоретический и численный методы не имеют достаточной степени универсальности и могут применяться лишь при тех частных условиях, в которых определены входящие в них параметры. В иных случаях следует использовать экспериментальные и аналоговые методы.

Аналоговый метод определения термонапряжений базируется на эквивалентности математических формулировок плоской задачи термоупругости и задачи изгиба пластины идентичной геометрической конфигурации, решение которой допускается экспериментальным методом [1].

В данной работе рассмотрена экспериментальная реализация и математическое обоснование аналогового метода определения термонапряжений. С этой целью опытный образец, имеющий точное теоретическое решение нагружают распределенным давлением по закону

$$P(r) = -\frac{ED\Delta(\alpha T)}{(1-\nu)\chi},$$

где E – модуль Юнга всей системы; D – жесткость пластины; ν – коэффициент Пуассона; α – коэффициент линейного расширения, T– распределение температуры (находится из решения задачи теплопроводности), χ -размерный коэффициент.

Экспериментально измеренные значения прогиба модельной пластины в заданных точках аппроксимируют методом наименьших квадратов в программной среде MATLAB. Коэффициенты полинома позволяют получить аналитическую зависимость для функции прогиба. Согласно математическим аналогиям в механике сплошной среды, вторая производной от функции прогиба есть функция термонапряжений. Визуализированные значения последней совпадают с расчётными данными. Таким образом, математическое моделирование результатов тестовых испытаний подтверждает достаточную для практических задач точность аналогового метода определения температурных напряжений.

Показано, что экспериментальное определение функции прогиба целесообразно использовать при оценке термонапряжений для образцов не имеющих точное аналитическое решение, а также для сравнения свойств различных материалов с учётом особенностей эксплуатационных процессов.

1. Иванов А.С. Математические аналогии в механике сплошной среды. М.:МГОУ, 2009, 179с.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГАФНИЯ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ОТ 20 ДО 900°С

Ажажа В.М., Ожигов Л.С., Руденко А.Г. , Савченко В.И. , Ажажа Р.В.

ННЦ «Харьковский Физико-технический Институт», г. Харьков, Украина
ozhigov@kipt.kharkov.ua

Уникальное сочетание ядерно-физических, механических и химических свойств в перспективе позволяет использовать гафний не только в качестве поглотителя нейтронов, но и в качестве конструкционного материала в реакторостроении. В ранее опубликованных работах было показано, что механические свойства гафния сильно зависят от типа и количества примесей, текстуры, размера зерна, условий деформирования и т.д. Однако, в имеющихся публикациях практически отсутствует информация о механических свойствах гафния в области высоких температур до 900°С, выполненных в полном соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651-84. Следовательно, в данной работе были проведены исследования механических свойств гафния марки ГФЭ–1 в широком температурном интервале 20÷900°С. Образцы для механических испытаний вырезались из листа толщиной 5 мм вдоль и поперек направления прокатки. Испытания образцов проводились в вакууме и на воздухе.

Был проведен анализ влияния температуры на прочностные и пластические свойства образцов гафния. При температуре испытаний 20°С характерно проявление анизотропии в образцах, вырезанных вдоль и поперек прокатки. Особый интерес представляет проявление особенностей пластической деформации гафния в области температур 700–900°С, где наблюдаются различные эффекты, возможно связанные с термомеханической обработкой заготовок, которые требуют дополнительных исследований. Так при $T_{исп}$ = 750 С наблюдается небольшой максимум пластичности, где значение δ_5 достигает ≈ 170% и следующее за ним уменьшение относительного удлинения δ_5 до ≈ 115% при $T_{исп}$= 800 С. При определении пластических свойств использовались как диаграммная запись, так и дополнительно, проводился контроль изменения размера образцов по предварительно нанесенным рискам, до и после разрыва в соответствии с требованиями ГОСТ.

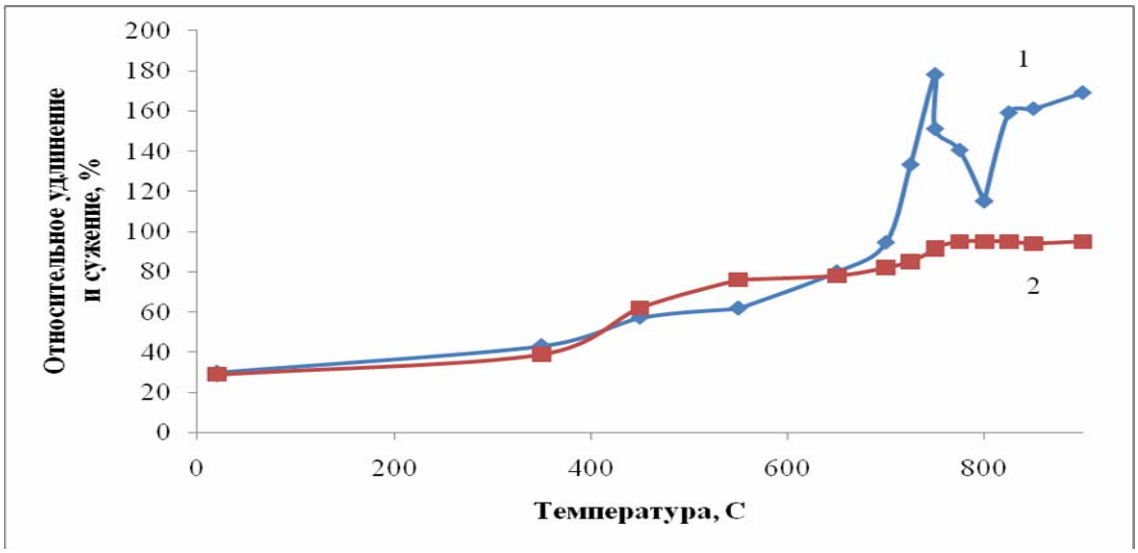


Рис. 1. Температурная зависимость относительного удлинения (1) и относительного сужения (2)

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛА ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ ПАРОГЕНЕРАТОРОВ С РЕАКТОРАМИ ВВЭР-1000

Крайнюк Е.А., Митрофанов А.С., Ожигов Л.С., Савченко В.И.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

Теплообменные трубы парогенераторов АЭС (ТОТ) с энергоблоками ВВЭР-1000 изготовлены из аустенитной нержавеющей стали 08Х18Н10Т в соответствии с ГОСТ 24030-80 (Трубы бесшовные из коррозионно-стойких сталей для энергомашиностроения. Технические условия). Требованиями стандарта обусловлены пределы прочности, текучести и относительное удлинение, полученные при механических испытаниях на растяжение по ГОСТ 10006-80, 19040-81. В процессе эксплуатации в некоторых местах теплообменник подвержен воздействию локальных видов коррозии. Именно в этих местах можно ожидать изменение механических свойств металла. При определении механических свойств стали 08Х18Н10Т проработавших длительное время теплообменных труб нами были применены стандартные методы испытаний для участков, не затронутых коррозией и методика сопоставительных испытаний кольцевых образцов для участков с эксплуатационными дефектами.

Проведены испытания образцов, вырезанных вдоль трубок (продольные), а также кольцевых образцов с эксплуатационными дефектами и с имитирующими их искусственными дефектами (для сопоставления). Последние изготавливались размерами: диаметр 16 мм; толщина стенки 1,5; ширина около 3 мм. Эксплуатационными дефектами являлись коррозионные язвы, трещины и пятна коррозии. Имитирующие их выемки и надрезы и наносили искусственно.

Результаты испытаний на растяжение продольных образцов показали, что пределы прочности, текучести и относительное удлинение не изменились на участках металла, не подвергшихся коррозии. По результатам испытаний кольцевых образцов были получены зависимости механических свойств от вида и глубины дефектов. Показано, что прочностные и пластические свойства металла остаются в пределах требований нормативной документации, если глубина дефектов не превышает 50% от начальной толщины трубы. Наибольшее разупрочняющее действие оказывают коррозионные язвы вследствие наличия вокруг них зон металла, пораженного межкристаллитной коррозией.

Методика сопоставительных испытаний кольцевых образцов была применена также при исследовании качества металла на стадии отладки технологии изготовления труб на Никопольском трубном заводе. При вихретоковом контроле готовой продукции на некоторых участках труб наблюдались отклонения сигналов от уровня шума. Для сопоставительного анализа были изготовлены кольцевые образцы из различных участков труб. В ходе испытаний было показано, что на участках с аномалиями наблюдается заметное снижение пределов прочности и текучести, что объяснилось включениями ферритной фазы вследствие отклонений от технологии.

Таким образом, в результате испытаний было установлено, что при длительной работе теплообменных труб в парогенераторах ПГВ-1000 сталь 08Х18Н10Т в отсутствии коррозии сохраняет первоначальные прочность и пластичность.

Было установлено также влияние локальных коррозионных дефектов на прочностные и пластические свойства при действии окружных растягивающих напряжений.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Кудрявцев Е.А.[1], Жеребцов С.В.[2], Салищев Г.А.[3]

Лаборатория объемных наноструктурных материалов,
Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия,
[1] kudryavtsev@bsu.edu.ru;
[2]Zherebtsov@bsu.edu.ru;
[3] Salishchev@bsu.edu.ru

Формирование в двухфазных титановых сплавах наноструктурного состояния позволяет не только существенно повысить их прочностные характеристики, но и понизить температуру проявления сверхпластичности. Анализ литературных данных показывает, что в зависимости от композиции сплава снижение температуры проявления сверхпластичности возможно на 250-300°С. Между тем систематические исследования низкотемпературной сверхпластичности при таких критически низких температурах практически отсутствуют. Целью данной работы являлось изучение механического поведения и эволюции микроструктуры двухфазного титанового сплава ВТ6 при деформации в условиях низкотемпературной сверхпластичности при 550°С.

Для получения сверхпластичности в сплаве при критически низкой температуре 550°С были изготовлены наноструктурные образцы со средним размером зерна 140 нм. Подготовка структуры образцов производилась в несколько этапов. На первом этапе образцы были подвергнуты предварительной закалке в воду из β-области для фиксации в них мартенситной структуры. На втором этапе производилась многократная всесторонняя деформация в изотермических условиях в интервале температур 700-500°С. На третьем этапе образцы подвергались листовой прокатке при температуре 475°С. В полученных образцах оценивались коэффициент скоростной чувствительности, относительное удлинение и напряжение течения. После проведения механических испытаний в образцах была изучена и эволюция микроструктуры.

По результатам механических испытаний при скорости деформации 2×10^{-4} $с^{-1}$ в образцах было зафиксировано значение относительного удлинения в 1010%. Вместе с тем, даже при высоких скоростях деформации, 2×10^{-3} $с^{-1}$ было достигнуто относительное удлинение в 640%. Таким образом, сплав демонстрирует необычайно высокие значения пластичности при весьма низкой температуре деформации. Области максимальных значений относительного удлинения соответствовало максимальное значение коэффициента m, которое равнялось 0,5. Отмечен значительный рост зерен в области максимальных величин пластичности. Так, средний размер зерна после деформации на 200% при 550°С и скорости $1x10^{-4}$ $с^{-1}$ составил 300 нм. Высокая плотность дислокаций, присущая исходному состоянию сплава, существенно снижается после сверхпластической деформации. Данные показывают, что механическое поведение и эволюция микроструктуры в основном подобны наблюдаемым при высокотемпературной сверхпластичности.

РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОРПУСНОЙ СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ ПУЧКАМИ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ

Белоус В.А., Брык В.В., Воеводин В.Н., ЛаптевИ.Н., Мельниченко В.В., Пархоменко А.А., Толмачова Г.Н.

Национальный научный центр « Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, Харьков, Украина,
parkhomenko@kipt.kharkov.ua

Переназначение (продление) ресурса эксплуатации АЭС Украины требует знаний о поведении конструкционных материалов при дозах облучения превышающих проектные. Практически единственной возможностью получения экспресной информации о поведении корпусных сталей при таких дозах является использование метода имитации реакторного облучения с помощью пучков высокоэнергетических частиц, уже давно показавшего свою эффективность для решения подобных задач.

В работе исследовалась сталь 15Х2МФА, которая является материалом корпуса первого блока Ровенской АЕС. Облучение проводилось ионами хрома с энергией не превышающей 1 МэВ. Дозы облучения составляли 0,001-1 сна. Температуры облучения образцов в виде фольг толщиной 300мкм составляли 200, 290 и 350^0С. Скорость создания смещений равнялась 310^{-5} сна/с. Нанотвердость исходных и облученных образцов измерялась на приборе NANO G200 с помощью приставки CSM (continuous stiffness measurement), которая позволяет непрерывно контролировать жосткость контакта во время погружения индентора. Измерения проводились согласно правилам международного стандарта SO 14577. Для обработки кривых нагружения использовался метод Оливера–Фарра, позволяющий получать информацию об основных физико-механических характеристиках.

При измерениях твердости обнаружен эффект резкого радиационного упрочнения, достигающий уровня 7 ГПа, пороговая доза которого является функцией температуры облучения. Чем ниже температура облучения, тем ниже доза начала проявления эффекта радиационного упрочнения. Так при температуре облучения 200^0С эта доза составляет 0,001 сна, а при температуре облучения 350^0С – 0.04 сна.

Установлен аналитический вид, и показано, что при всех температурах облучения дозовая зависимость радиационного упрочнения корпусной стали отвечает общей закономерности радиационного упрочнения – так называемой модели Макина-Вапмана, - которая наблюдается, как после реакторного, так и после других видов облучения - насыщению радиационного упрочнения при дозах порядка 0.1 сна ($T \leq 0.3T$пл).

С помощью электронной микроскопии и рентгеновского анализа установлено, что это насыщение дозовой зависимости определяется достижением предельно высоких плотностей (порядка 210^{23}1/м^3) радиационных дефектов – кластеров (так называемых “black dots”) и мельчайших дислокационных петель(размером порядка 6–7 нм).

Показано, что при дозе облучения 1 сна и температуре 300^0С имеет место эффект снижения на 12–14% объемного модуля стали, связанный с высокой концентрацией в материале вакансий, приближающейся к предплавильной (10^{-4} вак/ат).

Установлено, что в ограниченном интервале доз облучения модель Макина-Вапмана «работает» и для образцов-свидетелей РАЭС. При этом, подобие дозовых зависимостей радиационного упрочнения образцов-свидетелей, и образцов облученных тяжелыми ионами сохраняется до доз эквивалентных 3 10^{24} н/м^2, что соответствует ресурсу материала корпуса РАЭС-1.

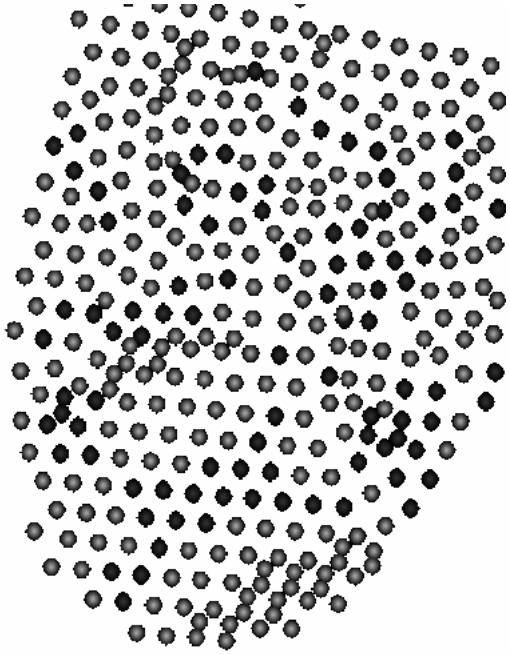
МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ В СПЛАВЕ Ni_3Al В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дудник Е.А., Дудник Д.В., Скоробогатов М.С.

Рубцовский индустриальный институт (филиал) ГОУ ВПО « Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова», Рубцовск, Россия
zagajn@mail.ru

Проблема исследования взаимозависимости структуры и свойств сплава является основополагающей и с развитием нанотехнолонии получила новые расширения. Исследование кинетики образования наноструктур очень важно для регулирования таких структурно-чувствительных свойств как прочность, пластичность, диффузия. С кинетической точки зрения формирование структурных особенностей связано с самоорганизацией элементарных объемов превращений. Использование метода молекулярной динамики позволяет визуализировать конкретные сверхструктурные превращения, происходящие на атомном уровне и исследовать атомные механизмы деформации и механизмы упорядочения в течение компьютерного эксперимента.

Целью настоящей работы методом имитационного моделирования процесса интенсивной пластической деформации в процессе экструзии, исследовать процессы самоорганизации доменов (упорядоченные области кристалла) в образце сплава Ni_3Al. Основными задачами работы является выявление атомных механизмов, определяющие структурные превращения при интенсивной пластической деформации, и роли динамических наноструктурных дефектов в процессе самоорганизации доменов.



В результате проведенного эксперимента образец подвергался интенсивной пластической деформации и при прессовании образец продавлен через конусообразную фильеру с квадратным отверстием с углом скоса 35˚. Процесс интенсивной пластической деформации визуализирован, с одновременным расчетом структурно-энергетических параметров. Получены зависимости энергии, нормального и касательного напряжения при деформации.

В результате эксперимента был проведен анализ изменений сверхструктурного состояния сплава, и обнаружены наноструктурные образования в форме полностью упорядоченных доменов на свободной границы кристалла. На рисунке представлена атомная плоскость (111) сплава после деформации, черным цветом выделены атомы смещенные из узлов решетки, светло серым обозначены атомы наноструктуры правильной формы и различной ориентации.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СВОЙСТВА ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ

Букетов А.В., Алексенко В.Л., Сирык А.В.

Херсонский государственный морской институт, Херсон, Украина,
buketov@tstu.edu.ua

Возможности эпоксидных композитов позволяют существенно расширить области их применения и создать новые направления регулирования их структуры и свойств. Последние достижения в области материаловедения позволяют создавать композитные материалы (КМ) с заданным комплексом свойств благодаря использованию различных методов модифицирования материалов. Это, в частности, модификация олигомерных композиций (до введения отвердителя) или их ингредиентов энергетическими полями. Стоит отметить перспективность использования ультрафиолетового облучения (УФО) и обработки магнитным полем (МП). Установлены основные преобразования на границе раздела фаз "связующее - наполнитель" и химические реакции в композициях под влиянием УФО:

- деструкция, сопровождающаяся снижением молекулярной массы и образованием свободных радикалов с промежуточными активными состояниями;
- активация химических процессов разрушения, замещения, присоединения;
- химическая текучесть, которая сопровождается процессами разрушения и образованием новых химических связей после окончания облучения.

Интересным является модифицирование связующего и дисперсных наполнителей внешним МП. Важен выбор дисперсного наполнителя с учетом его физической природы. Установлено, что введение в матрицу ферромагнитных частиц при одновременном воздействии МП обеспечивает существенное межфазовое взаимодействие при структурообразовании КМ.

Во-первых. Вследствие обработки композиций МП повышается температура связующего, что значительно снижает его вязкость. Адгезив лучше заполняет неравномерности и дефекты субстрата (поверхность основы и наполнителя). Кроме того, повышение температуры приводит к появлению у адгезива свободных функциональных групп (гидроксильных, карбоксильных, карбонильних), что увеличивает количество физических и химических связей между ними и поверхностью основы.

Во-вторых. Дисперсные частицы ферромагнитной природы, в отличие от диамагнетиков, имеют нескомпенсированный магнитный момент значительной величины (для парамагнетиков величина момента незначительна). При наложении внешнего МП абсолютная величина момента возрастает, соответственно частица намагничивается. Если с точки зрения физики полимеров рассматривать макромолекулы эпоксидного олигомера как домены, то вокруг ферромагнитных частиц при наложении МП формируются внешние поверхностные слои из доменов макромолекул. Степень сшивания связующего в слоях, а соответственно и когезионная прочность КМ, существенно возрастают после обработки композиций МП. Отметим, что адгезионная и когезионная прочность КМ увеличиваются более существенно после обработки МП материалов, содержащих ферромагнитные частицы.

Вышеприведенные методы, по сравнению с традиционными способами формирования КМ, требуют меньших энергетических затрат, при этом они являются экологически чистыми, а также менее энергоемкими. Благодаря простоте технологического процесса УФО композиций и их обработка в постоянном МП получили широкое внедрение в промышленности Украины.

ПРОЧНОСТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ 15Х2НМФА ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ (УЗО)

Нетёсов В.М., Черняк Н.А., Прядкин Б.К.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

Исследовали микротвердость – H_μ и коэрцитивную силу – H_c корпусной стали 15Х2НМФА после (УЗО). Образцы для исследований изготавливали из массивной заготовки, представляющей собой часть корпуса реактора. Ультразвуковому воздействию подвергали образцы, изготовленные из исходного материала и прокатанного при 300 и 77 К на 60%. Озвучивание проводили при 300 К, для этого использовали генератор УЗГ-10М, частота колебаний составляла 20 кГц, амплитуда 17 мкм, продолжительность экспозиции – 5 мин. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3, коэрцитивную силу на специальном магнитометре.

Результаты исследований приведены в таблице 1.

Таблица 1. Значение микротвердости и коэрцитивной силы стали 15Х2НМФА до и после обработки, числитель и знаменатель, соответственно.

Состояние образцов	H_μ, кг/мм	H_c, э
Исходное	250 / 310	70 / 80
После прокатки при 300 К на 60%	390 / 340	90 / 80
После прокатки при 77 К на 60%	400 / 350	95 / 80

Полученные результаты свидетельствуют о том, что прокатка исходного материала приводит к увеличению H_μ и H_c. Снижение температуры прокатки значительного влияния на эти характеристики не оказывает. УЗО неоднозначно влияет на изменение H_μ и H_c. У исходного материала после УЗО наблюдается повышение, у прокатанного - снижение микротвердости и коэрцитивной силы. На основании этих данных можно говорить о том, что эффективность ультразвукового воздействия в значительной степени определяется исходным состоянием материала. Если в первом случае, когда материал характеризуется низкой плотностью дефектов и величиной внутренних напряжений, ультразвуковое воздействие является способом, стимулирующим процессы, приводящие к повышению степени искаженности структуры, то во втором, когда степень искаженности структуры высока, ультразвук активизирует процессы динамического возврата.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ МОЩНОСТИ ДЕФЕКТОВ

Благовещенский В.В., Панин И.Г., Суслина С.Н.

Костромской государственный технологический университет,
г. Кострома, Россия
igpanin@list.ru

Критическое напряжение сдвига, которое обычно сопоставляют с макроскопическим пределом текучести, в массиве стопоров равной мощности исследовалось в работах [1-4]. При этом использовались либо аналитические методы с упорядоченным расположением дефектов, либо методы машинного моделирования при случайном расположении стопоров на площадке моделирования. В обоих случаях использовался метод квазистатического моделирования с поиском равновесных конфигураций без учета вязкого движения дислокаций. Как правило, эти методы приводят к зависимостям критического напряжения σ_c от мощности дефектов, определяемой критическим углом срыва φ_c, вида:

$$\sigma_C \approx \mathrm{Cos}^{3/2}(\varphi_C/2)\,. \qquad (1)$$

В представляемой работе методом компьютерного моделирования вязкого движения дислокаций [5] получены зависимости критического напряжения сдвига от мощности дефектов. Вязкое движение описывается уравнением вида:

$$V = b/(B\sigma)\,,$$

где V – скорость дислокации, b – её вектор Бюргерса, B – коэффициент динамического торможения, σ – приложенное напряжение. При малых величинах B результаты моделирования хорошо согласуются с (1). При больших значениях коэффициента динамического торможения B критическое напряжение сдвига σ_c в целом повторяет зависимость (1), но незначительно превышает её. Это превышение увеличивается при увеличении вязкости или угла срыва φ_c при неизменной вязкости и объясняется следующим образом. При моделировании аналитическими и квазистатическими методами предполагается, что дислокационный сегмент, «зависший» на дефектах, имеет форму дуги окружности [6]. При вязком движении этот сегмент во многих случаях приобретает уплощенную форму и может срываться со стопоров не достигнув формы окружности.

1. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967.
2. Формен А., Мэйкин М. – В кн.: Актуальные вопросы теории дислокаций. М.: Мир, 1968, с. 200- 215.
3. Labusch. – J. Appl. Phys., 1977, 48 , N - 11, p. 4550 – 4556.
4. Hanson K., Morris I. - J. Appl. Phys., 1975, 46 , N - 3, p. 983 – 990.
5. Благовещенский В.В., Панин И.Г. Построение и исследование динамической модели преодоления дислокацией дефектов в кристалле. Известия ВУЗов. Материалы электронной техники, 2007, №2, с.51-53.
6. Слободской М.И., Ушаков А.В., Кобытев В.С. – В кн.: Пластическая деформация сплавов. Из- во Томского университета, 1986, с. 97 – 110.

МОДИФИКАЦИЯ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Савенко В. С., Анопреенко Л. М.

УО «Мозырский государственный педагогический университет имени И. П. Шамякина», г. Мозырь, Республика Беларусь,
savenko-vl@rambler.ru

При электропластическом волочении алюминиевой катанки с подведением импульсного тока 1000 А/мм^2, пропускаемым через зону деформации, происходит наибольшее изменение внутренней структуры материала.

Электропластическому волочению на волочильном станке СМВ-1-9М4 подвергалась алюминиевая катанка марки АКЛП-5 ПТ полутвердая с максимальным сечением 196 мм^2 (d = 14 мм).

Применялись следующие режимы волочения:

1) обычное волочение без подвода тока;
2) электропластическое волочение с импульсным током до 1000 А/мм^2, пропускаемым через зону деформации: а) при полярности плюс источника тока до зоны деформации; б) с полярностью минус источника тока до зоны деформации.

Размеры областей когерентного рассеяния максимальны у образцов, деформированных при токе от минуса к плюсу, минимальны при деформации от плюса к минусу, при отсутствии тока имеют промежуточное значения (табл. 1). Таким образом, можно сделать вывод, что деформация по режиму от минуса к плюсу дает более равновесную структуру, чем деформация без тока, деформация по режиму от плюса к минусу – наиболее искаженную структуру. При деформации от плюса к минусу происходит более существенное измельчение структуры, и деформация осуществляется при больших микроискажениях.

Таблица 1. Параметры структуры алюминия при разных режимах волочения

№ образца	Параметры перехода (мм.)	Параметр кристаллич. решетки, (a), Å	Размер блоков (D), Å	Микроискажения, (ε),Å
1(без тока)	2,64 – 2,48	4,0540	598,28	-
1 +→ -	2,64 – 2,48	4,0540	611,58	0
2 - → +	2,64 – 2,48	4,0535	627,58	$1{,}20*10^{-4}$

Изменение внутренней структуры материала после электропластической деформации влияет на физико-механические характеристики изделия. Увеличивается относительное удлинение, число перегибов, незначительно падает временное сопротивление.

1. Савенко, В.С. Механическое двойникование и электропластичность металлов в условиях внешних энергетических воздействий./ В.С. Савенко - Мн.: БГУ, 2003. - 200с.
2. Savenko, V.S. Influence of electroplastic deformation on physicomechanical characteristics of deformation aluminum.// First Russia-China Joint Symposium on the electroplasticity effect in metals Shenzhen, China, May 31 – June 4, 2007. 218 s.
3. Савенко, В.С., Троицкий, О.А. Влияние электропластического волочения на физико-механические характеристики деформационного алюминия.// «XVII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 90-летию со дня рождения профессора А.Н. Орлова»: Тез. докл. междунар. науч.-технич. конф. – Санкт-Петербург: ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 2007. с.64.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ

Савенко В. С., Анопреенко Л. М.

УО «Мозырский государственный педагогический университет имени И. П. Шамякина», г. Мозырь, Республика Беларусь,
savenko-vl@rambler.ru

Электропластическому волочению на волочильном станке СМВ-1-9М4 подвергалась алюминиевая катанка марки АКЛП-5 ПТ полутвердая с максимальным сечением 196 мм^2 (d = 14 мм). Импульсы тока подавались генератором мощностью 70 кВт. При волочении электрическое сопротивление каждого контактного узла натянутой алюминиевой проволоке не превышало значения R = 0,005 Ом.

Применялись режим волочения без подвода тока и электропластическое волочение с импульсным током до 1000 А/мм^2, пропускаемым через зону деформации:

а) при полярности плюс источника тока до зоны деформации;

б) с полярностью минус источника тока до зоны деформации.

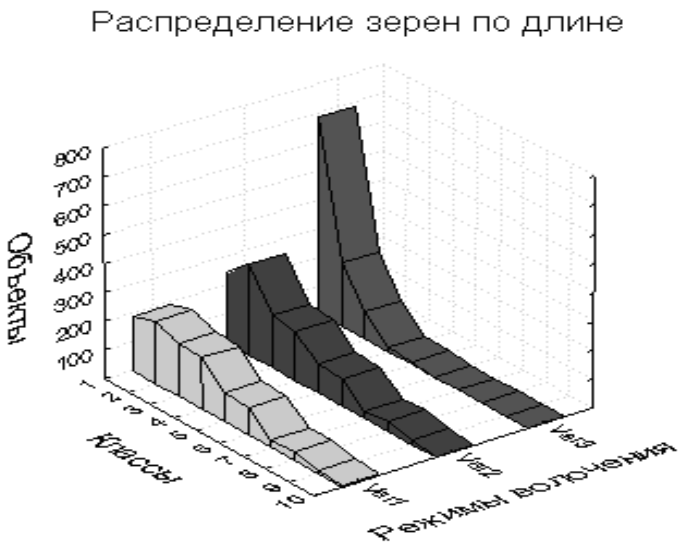


Рис. 1. Распределения зерен по длине: 1) без тока; 2) с током от минуса к плюсу; 3) с током от плюса к минусу.

Из графиков (рис.1) видно, что наибольшему деформационному влиянию подвержены образцы с направлением тока от плюса к минусу. Измельчения зерен тем выше, чем больше плотность тока. По мере нарастания деформации происходит дробление зерен с уменьшением фрагментации, также увеличивается разориентация зерен. На достаточно высокий уровень остаточных напряжений указывает то, что размеры зерен алюминиевой проволоки деформированной без тока на много больше, чем с током. Импульс электрического тока, проходящий через деформационное поле проволоки во время волочения, приводит к повышению пластичности исследуемых образцов, зерна в большей степени деформируются и приобретают неравноосную форму.

1. Савенко, В.С. Механическое двойникование и электропластичность металлов в условиях внешних энергетических воздействий / В.С. Савенко - Мн.: БГУ, 2003. - 200с.
2. Savenko, V.S. Mechanical twinning and electroplasticity of metals in conditions of external power influences./ V.S. Savenko// First Russia-China Joint Symposium on the electroplasticity effect in metals Shenzhen, China, May 31 – June 4, 2007.
3. Savenko, V.S. Influence of electroplastic deformation on physicomechanical characteristics of deformation aluminum.// First Russia-China Joint Symposium on the electroplasticity effect in metals Shenzhen, China, May 31 – June 4, 2007. s. 218.

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ОБЩЕГО ТИПА В МЕТАЛЛАХ

Ксенофонтов В.А., Мазилов А.А., Михайловский И.М., Саданов Е.В., Великодная О.А.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
mikhailovskij@kipt.kharko.ua

Миниатюризации объектов в современной технологии предъявляет повышенные требования к пониманию комплекса механических свойств материалов в микронном и субмикронном диапазонах размеров. Испытания на растяжение ультрапрочных монокристаллических усов восходят к работам Бреннера конца 50-х годов, в которых были впервые получены экспериментальные значения прочности близкие к теоретическим. Разработка метода полевой ионной микроскопии позволила осуществлять испытания на растяжение игольчатых и нитевидных образцов в нанометровом диапазоне диаметров. В отличие от экспериментов с металлическими усами микронных диаметров, наноразмерные микрокристаллы характеризуются малой масштабной зависимостью прочности и дисперсии прочности. Достижение нагрузок составляющих значительную часть идеальной прочности оказалось возможным благодаря формированию идеальной структуры в результате выхода на поверхность нанокристаллов дислокаций под действием сил изображения и линейного натяжения, а так же высоких сдвиговых напряжений. Это явление, получившее название механического отжига, использовано в настоящей работе для определения адгезионной прочности бикристаллов вольфрама.

Установлено, что механическая устойчивость бикристаллов в электрическом поле, соответствующем порогу низкотемпературного испарения вольфрама, существенно зависит от отклонения разориентации зерен от соотношений, соответствующих образованию решеток совпадающих узлов. При испытаниях в условиях постоянной механической нагрузки объем материала бикристалла, выдерживающий стандартную нагрузку 14.4 ГПа, в пределах интервала Брендона существенно зависит от отклонения от строго специальных разориентаций. Показано, что границы зерен как специального, так и общего типов с прочностью близкой к прочности идеальных монокристаллов не содержат включений вторых фаз и локализованы в области шириной 1–2 межатомных расстояния. Установлено, что наличие полных и частичных зернограничных дислокаций не приводит к существенному снижению механической устойчивости бикристаллов. Полевые ионно-микроскопические наблюдения и кристаллографический анализ показывают, что пластическая мода деформации в поле высоких механических напряжений происходит путем образования локализованных деформационных полос и переориентации решетки. Наномеханические испытания на растяжение *in situ* при 15 ГПа выявили большеугловые переориентации зерен, соответствующие решеткам совпадающих узлов с $\Sigma = 33$. Низкотемпературное образование большеугловых границ зерен может рассматриваться как результат реакции между решеточными дислокациями под действием напряжений, близких к идеальной прочности.

ОБРАЗОВАНИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ ПРИ БОЛЬШИХ КОНЦЕНТРАЦИЯХ ГЕЛИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ВОЛЬФРАМА

Саданов Е.В., Дудка О.В., Михайловский И.М., Ксенофонтов В.А., Великодная О.А., Мазилова Т.И.

Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
mikhailovskij@kipt.kharkov.ua

Ионно-микроскопически исследовано влияние облучения ионами гелия, с энергией ниже порога смещения, на атомную структуру поверхности вольфрама и приповерхностных областей. При больших дозах облучения, соответствующих концентрации имплантированного гелия на уровне десятков процентов, обнаружено изменение микротопографии поверхности, вызванное выходом из объема собственных междоузельных атомов и их групп (рис.1). Под группами вышедших на поверхность междоузельных атомов выявлены обедненные зоны с концентрацией вакансий 8–15% (рис.2). Взаимное расположение зарегистрированных междоузельных и вакансионных дефектов позволило сделать вывод о едином процессе их возникновения. На основании анализа кинетики выхода междоузельных атомов на поверхность, под действием сил зеркального изображения, был сделан вывод о том, что обнаруженное в эксперименте образование междоузельных атомов, является результатом вытеснения собственных атомов решетки из узловых позиций путем коагуляции нескольких внедренных атомов гелия. Оценка количества гелиевых атомов, содержащихся в одной газонаполненной вакансии, возникшей в процессе образования одного междоузельного атома, в приповерхностной области составила 3-4 атома. Полученная оценка удовлетворительно согласуется с теоретическими данными [1].

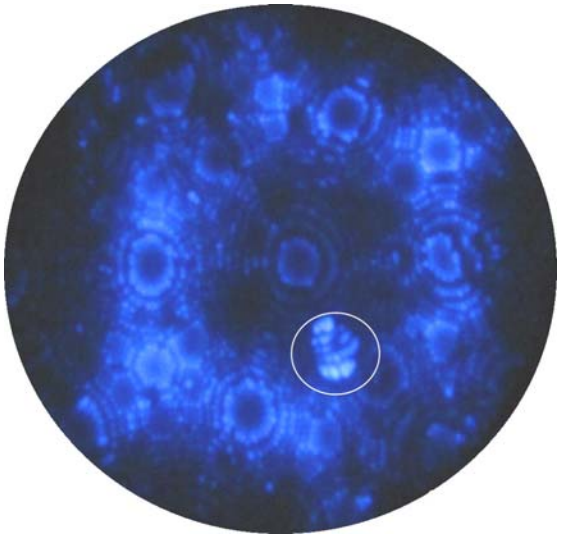


Рис. 1

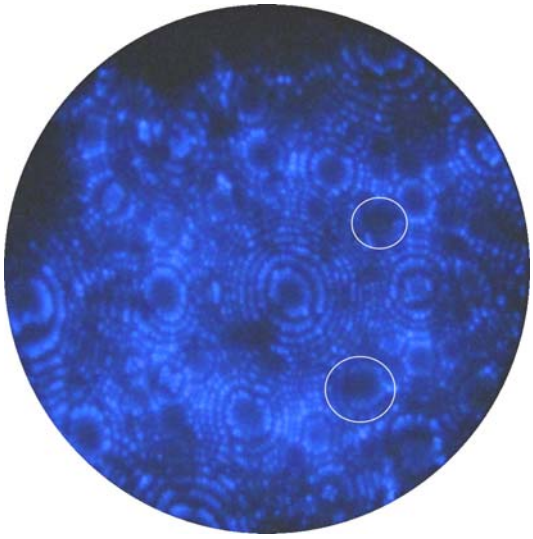


Рис. 2

1. J.Th.M. De Hosson, L. Caspers, A. Van Veen. Atomistic studies of helium trapping in metals // Radiation Effects. 1983. - Vol.78. - P.25-36.

СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ С ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Маркашова Л.И, Тюрин Ю.Н., Валевич М.Л., Колисниченко О.В.

Институт электросварки им. Е.О. Патона, НАН Украины, г. Киев, Украина
marina_valevich@yahoo.com

Учитывая тот факт, что ресурс работоспособности деталей повышенной прочности (коленчатые валы, плунжеры, штоки и т.п.) определяется, в основном, состоянием поверхностного слоя материала, из которого они изготовлены, для надежности и продления срока их службы применяются различные способы локального поверхностного упрочнения, что требует разработки соответствующих технологических режимов. Особенно это актуально для узлов и конструкций с интенсивным эксплуатационным износом поверхности (железнодорожные колеса, бандажи и пр.), требующих восстановительного ремонта изношенных поверхностей. Значительный объем работ такого широкого спектра выполняется в ИЭС им. Е.О. Патона. Практика показывает, что для разработки технологии упрочнения (либо восстановления) рабочих поверхностей необходимо: 1– определить изменения структурного состояния поверхностей под воздействием различных режимов упрочняющей (или восстановительной) обработки, в том числе – лазерной, лазерно-плазменной и др.; 2 – оценить (основываясь на аналитических оценках дифференцированного вклада различных структур) роль образующихся при различных обработках структур в изменение свойств прочности и долговечности (трещиностойкости). А на основе сопоставления взаимосвязи технологические режимы → структура → свойства становится возможным более конкретное определение оптимального, с точки зрения свойств, диапазона технологических параметров (уровень температур, скорость нагрева/охлаждения и т.п.) упрочняющей обработки.

На примере изделий из стали 40Х, обработанных импульсной плазмой на различных технологических режимах, установлено. В обработанной поверхности (глубиной до 30 мкм) наибольший вклад в общий уровень прочности (т.е. в суммарное упрочнение ($\Sigma\sigma_{0,2}$) ~ 2200 МПа при 1560 МПа в основном металле), вносят измельчение игольчатой (мартенситной), реечной субструктуры ($\Delta\sigma_{и/м}$ ~ 425 МПа; $\Delta\sigma_р$ ~700МПа) и дислокационное упрочнение ($\Delta\sigma_д$ ~ 630 МПа), обусловленное значительным повышением плотности дислокаций в поверхностях при их обработке. В переходной зоне (на глубине 30-50 мкм от поверхности) снижение упрочнения обусловлено некоторым увеличением размеров реечной структуры и снижением плотности дислокаций ($\Delta\sigma_д$ ~ 199 МПа) вследствие релаксационных процессов. Для основного металла (по сравнению с первой зоной) увеличивается доля субструктурного в бейните (до 794МПа) и дислокационного упрочнения ($\Delta\sigma_д$ ~ 400 МПа).

Предложенный подход структурной оптимизации позволяет корректировать режимы импульсно-плазменной обработки (уменьшением температуры на поверхности и максимальным увеличением скорости охлаждения) в направлении формирования мелкозернистых мартенситных структур (оптимальных для улучшения эксплуатационных характеристик обрабатываемых поверхностей деталей машин).

Промышленные испытания обработанных плазменно-детонационным методом образцов из стали 40Х подтверждают существенное улучшение триботехнических свойств изделий: упрочнение приводит к снижению скорости изнашивания образцов в 1,2–3,7 раза (при смазке маслом) и в 1,4–4,3 раза (при смазке эмульсией) при испытаниях на машине торцевого трения, а на машине реверсивного трения (при смазке эмульсией) – в 1,8–3 раза.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Алиев М.А. Чартаев Х.Ш.

Махачкалинский филиал МАДИ, Махачкала, Россия.
Bukilal@mail.ru

Применен новый электростимулированный метод обработки кристаллов при их пластическом деформировании, заключающийся в прохождении постоянного электрического тока высокой плотности по деформируемому образцу. Структура кристалла лучше модифицируется при наличии дополнительных параметров порядка при их реструктурировании

Одной из перспективных и привлекательных идей для технологий структуроформирования в кристаллах является идея управления механическим поведением твердых тел и их структуры с помощью электрического поля Известно, что необычность структуры наноматериалов приводит к появлению у них принципиально новых физических и механических свойств Необходимо было найти новый способ структурирования кристаллов, позволяющий увидеть эффект в чистом виде. Вклад дефектов кристалла в максимально чистом виде можно получить при минимально возможно меньших температурах деформирования т.е. при механофлуктуационном способе возбуждении структуры кристаллов.

Предложенный новый способ исследования механических характеристик полупроводниковых материалов, заключающийся в том, что процесс пластической деформации кристалла сопровождается одновременным прохождением по нему электрического тока значительной плотности.

Деформацию производили в условиях прохождения электрического тока через образец (электропластическая деформация – ЭПД) Объектами исследования были монокристаллы кремния n-типа проводимости (низкоомные) в виде параллелепипедов с разными типоразмерами т.е. геометрическими коэффициентами *К*, сдвиговыми усилиями σ, интенсивностью нагружения *V*.

Деформация осуществлялась вдоль кристаллографического направления [110], одноосным сжатием в вакууме при $P = 10^{-4}$Па, $T = 770\ ^0$С, в основном режиме динамического нагружения, с переходом в статический режим для выявления запаса прочности. Образцы нагревались пропусканием постоянного электрического тока, плотность которого регулировалась в зависимости от температуры деформации в широких пределах.. Постоянное электрическое поле и ток для нагрева образца обеспечивал мощный источник напряжения.

Приведены зависимости напряжение-деформация σ(ε) для трех образцов монокристаллического кремния п-типа проводимости, при двух различных режимах их реализации – интенсивности нагружения *V*н и геометрическом размерном коэффициенте *К*. Наблюдаются заметные изменения таких параметров кристаллической решетки как прочность, выраженная коэффициентом упрочнения γ и пластичность, выраженная величиной скорости деформации $\acute{\varepsilon}$, а также общая величина достигнутой деформации ε как в динамическом, так и в статическом режимах в зависимости от вариации величин параметров внешних воздействий. Изменяется и величина упругой области с изменениями интенсивности нагружения *V*н и геометрического коэффициента (размерного фактора) *К*.

Даны возможные объяснения наблюдаемым эффектам.

МЕХАНИЧЕСКИЕ, МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ–СТАЛЬ

Воеводин В.Н., Диденко С.Ю., Ильченко Н.И., Диденко Ю.С., Ильченко Ю.Н., Соколенко В.И., Леденёв О.П., Черняк Н.А., Чупиков А.А., Черевань Ю.А.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Харьков, Украина

Микроламинаты – это металлические слоистые композиты, которые проявляют зависимость механических и физических свойств от толщины их структурных составляющих (слоев матричных металлов и переходных зон между ними) в условиях, к которым относятся термическое воздействие, наличие магнитного и/или электрического полей, гамма излучения и т.п. Такие композиты могут содержать несколько тысяч слоев в расчете на 1 мм общей толщины и, значит, характерная толщина отдельных структурных компонентов может составлять сотни и десятки нанометров.

Исследованные композиты были получены путем горячей вакуумной и обычной холодной атмосферной прокатки. Объектами исследований служили системы медь-сталь ASTM 1020 в виде полос размером 1x100x300 мм^3 с плотностью слоев N от 11 до 1620 слоев/мм и объемной долей меди на уровне 30%. Были исследованы свойства образцов как в исходном состоянии, так и после их вакуумного отжига при температуре 750°C в течение 1, 2 и 3 часов. Установлено, что механические свойства композитов (пределы текучести и прочности) после термоактивирующего воздействия проявляют зависимость от числа слоев, т.е. от величины структурно-размерного параметра, при плотности числа слоев в композите 300-400 слоев/мм и более (рис. 1).

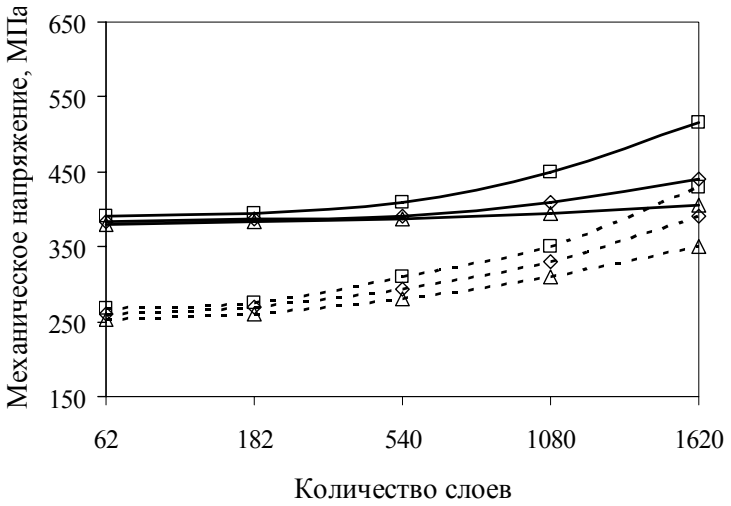


Рис.1. Зависимость предела прочности (сплошные линии) и предела текучести (пунктирные линии) композитов после отжига в течение: 1 (Δ), 2 (◊)и 3 часов (□).

В этом же диапазоне N происходит существенное увеличение удельного электросопротивления композитов, измеряемого при комнатной температуре вдоль направления прокатки, что свидетельствует об изменении условий рассеяния электронов проводимости на границах слоев и существенном уменьшении длины свободного пробега по мере уменьшения периода структуры. Магнитные свойства композитов, исследованные в пермеаметре в полях до 500 Э, показывают, что слои стали находятся в напряженном состоянии. В композитах с бо́льшим числом слоев происходит расширение петли гистерезиса и наблюдаются скачки намагниченности.

Результаты комплексных механических и электрофизических исследований композитов системы медь-сталь позволяют сделать вывод о существенной зависимости их свойств от структурно-размерных параметров и возрастании влияния переходных зон между слоями при увеличении плотности числа слоев.

РЕГИСТРАЦИЯ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВТСП ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Карасева Е.В., Куценко П.А., Леденёв О.П., Фролов В.А.

ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина

При контакте металла с высокотемпературным сверхпроводником (ВТСП), обладающим дырочной проводимостью, в приповерхностном слое ВТСП происходит перераспределение электронов, приводящее к частичной диэлектризации их спектра. В результате удельное электросопротивление контакта $\rho_к$, отнесенное к его площади, оказывается на порядок большим объемного ρ и существенно зависящим от состояния системы носителей заряда. Метод измерения $\rho_к$ может применяться как выше, так и ниже критической температуры T_C образца, поскольку $\rho_к$ не обращается в нуль при $T < T_C$.

Нами проведено измерение температурной зависимости $\rho_к(T)$ на образцах керамики BiSrPbCaCuO в области температур 4,2–300К. Использовались прижимные контакты ВТСП с металлами валентностью 1 (Au, Ag) и 3 (In). Создание прижимных контактов не требовало применения повышенной температуры, что позволяло избежать обеднения керамики кислородом. Одинаковые по характеру зависимости $\rho_к(T)$ регистрировались в случае контактов с одноэлектронными металлами. Видно (рис.1, кривая 1), что при температурах ≈150 и ≈200К на $\rho_к(T)$ имеются выраженные минимумы, отсутствующие на зависимостях ρ(T). Наличие обнаруженных немонотонностей согласуется с данными исследований ARPES-спектров висмутовой керамики [1], согласно которым, во-первых, при 200К в ее приповерхностном слое происходит изменение электронного спектра, сопровождающееся появлением псевдощели вблизи поверхности Ферми, во-вторых, при 150К возникает флуктуационное состояние с некогерентными куперовскими парами.

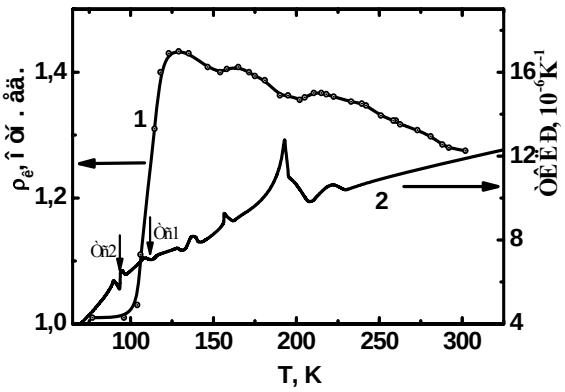


Рис. 1

Наши данные не противоречат также результатам измерения температурного хода термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) висмутовых ВТСП [2], на котором отмечались особенности при температурах 130, 160 и 190 К (рис. 1, кривая 2). Ниже T_C аналогичные особенности в зависимости $\rho_к$(T) нами зафиксированы при $T \approx 11$ К и $T \approx 40$ К в экспериментах с одновременным измерением скорости ползучести $d\varepsilon/dt$ при одноосном растяжении, ход которой полностью коррелирует с ходом $\rho_к(T)$.

Результаты исследований $\rho_к(T)$ планарного контакта металл-ВТСП позволяют сделать вывод, что особенности электронного спектра ВТСП взаимосвязаны с электронными и решеточными свойствами, а их проявления достаточно легко регистрируются использованным методом в широком интервале температур.

1. T.Kondo, Y. Hamaya, A. D. Palczewski et al., Nature Phys. 7, № 1, 21 (2011).
2. В.П. Соболев, А.Б. Круглов, А.В. Кузнецов и др., ФНТ, № 17, 1578 (1991)

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Быков П.В., Воробьёв В.Л., Баянкин В.Я.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
less@fti.udm.ru

Одним из направлений в современном машиностроении является поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей и сплавов для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Одним из методов, активно развивающимся в настоящее время, является ионно-лучевое и ионно-плазменное легирование поверхности. Целенаправленно выбирая легирующий элемент и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение пределов прочности и текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивления коррозии и износостойкости и т.п. [1, 2]. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [3]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки поверхности приводит к деградации свойств материала основы вследствие высоких температур, при которых осуществляется подобное воздействие.

Ионная имплантация, повышая концентрацию структурных дефектов приповерхностного слоя, способствует повышению сопротивления движению дислокаций, что является одним из механизмов повышения усталостной прочности [4]. С другой стороны, при облучении поверхности ионами химически активных элементов могут формироваться мелкодисперсные включения новых фаз, обеспечивающих более высокие механические свойства за счет дисперсного упрочнения поверхностного слоя [5].

В данной работе исследовано влияние облучения ионами марганца с энергией 45 кэВ дозой $5\cdot10^{16}$ ион/см^2 и скоростью набора дозы 10 – 50 мкА/см^2 на механические свойства, морфологию поверхности и состав поверхностных слоев углеродистой стали Ст.3сп. Показано немонотонное изменение микротвердости и усталостной прочности в зависимости от скорости набора дозы и сглаживание поверхности под действием ионной бомбардировки. Предложена феноменологическая модель формирования состава поверхностных слоев.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН № 09-П-2-1026

1. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. // Трение и износ. 2002. Т.23, № 5. С. 529 - 536.
2. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. // Металлы. 1995. № 4. С. 98 – 129.
3. Диденко А. Н., и др. // ФизХОМ. 1991. №5. С. 14–23.
4. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
5. Раджабов Т.Д., Багдасарян А.С. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. № 11. С. 104-111.

ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ НАНОФОТОКАТАЛИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА

[1] Буско Т.О., [1] Кулиш Н.П., [1]Дмитренко О.П., [2] Витюк Н.В., [2] Еременко А.М., [3] Романюк Б.М.

[1] Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
[2] Институт химии поверхности НАН Украины, Киев, Украина
[3] Институт физики полупроводников НАН Украины, Киев, Украина
busko@univ.kiev.ua

Диоксид титана за счет высоких фотокаталитических свойств активно используется в окислительно-восстановительных процессах, направленных на деструкцию токсических материалов, загрязняющих окружающую среду. Важным является его применение для фотовосстановления токсичных ионов Cr (VI), а также фоторазложения органических соединений [1–2]. Поэтому, нанофотокатализаторы на основе диоксида титана должны иметь повышенную сопротивляемостью к воздействию радиации. Малый размер зерен и большой объем на границах ведут к рекомбинации точечных дефектов, которые возникают под действием облучения. Это предотвращает снижению прочности, распуханию и др. [3]. С другой стороны, в полупроводниковых фотокатализаторах подавление электрон-дырочной рекомбинации осуществляется в результате переноса электронов и дырок между одноименными зонами в случае взаимного согласования энергетических характеристик полупроводниковых компонент системы.

В гетероструктурах с металлами последние способствуют разделению зарядов за счет переноса электронов из зоны проводимости TiO_2 вследствие большой величины барьера Шоттки на межфазной границе полупроводник–металл. Кроме того, присутствие в отдельных металлах и их оксидах плазмонного поверхностного резонанса приводит к поглощению света в видимом диапазоне, что позволяет повысить квантовый выход электрон-дырочных пар.

В данной работе пленки $TiO_2/ZrO_2/SiO_2$ синтезировались золь-гель методом при совместном гидролизе тетраизопропоксидов титана и циркония, а также тетраэтоксисилана (Ns(OC3H7)4, 97% Zr(OC3H7)4, 70% Si (OC2H5)4, 98% Aldrich) в присутствии ацетилацетона (acac, 9% Aldrich) как комплексообразователя и HCl в качестве стабилизатора. Для приготовления пленок, которые содержат наночастицы золота и серебра, к золю $TiO_2/ZrO_2/SiO_2$ после предгидролиза добавляли тетрахлороратную кислоту ($HAuCl_4$ $3H_2O$, 99,9%, Aldrich) либо нитрат серебра ($AgNO_3$) для получения пленок с 3 мол.% содержания золота или серебра. Пленки отжигались при температуре 773 К на протяжение 4 ч. со скоростью 2°С/мин. После золь-гель синтеза пленки облучались ионами Ti^+ (E = 140 кеВ с флюэнсом 10^{12}–10^{13} ион/см^2) при комнатной температуре.

Методом рентгеновской дифракции было подтверждено формирование нанокристаллической структуры анатаза диоксида титана, которая сохраняется после ионного облучения, что свидетельствует о стойкости пленок к радиационному воздействию. Используя формулу Шеррера по дифракционной линии (101) был определен размер кристаллитов анатаза TiO_2, который составляет 20 нм.

1. Єременко А.М., Смірнова Н.П., Петрик І.С., Гнатюк Ю.С., Крилова Г.В. Синтез та властивості пористих наноструктурних плівок, активних в екологічному фотокаталізі. Nanosyst., Nanomat., Nanotechnol.,Vol.2, №2, 477-488 (2004).
2. Гнатюк Ю.І., Мануйлов Є. В., Смірнова Н.П., Єременко Г.М. Синтез, структурні та оптичні характеристики плівок TiO2/Ag активних у фотоокисненні родаміну Б // Фізіка і хімія твердого тіла – 2006. – Т. 7. – С. 107-112.

3. Р.Л. Василенко, А.Г. Гугля, М.Л. Литвиненко. Радиационная повреждаемость нанокристаллических CrN-покрытий. ВАНТ (2005) №5.- С. 201-204.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ПОЛИЭТИЛЕНА С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

[1] Пинчук-Ругаль Т.Н., [1]Нечипоренко О. С.,[1]Дмитренко О.П., [1] Кулиш Н.П., [1]Грабовский Ю.Е., [1]Заболотный М. А., [2]Мамуня Е. П., [2] Левченко В. В., [1]Ругаль О.Г., [3] Шлапацкая В.В.

[1]Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
Pinchuk_Tatiana@ukr.net
[2]Инититут химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, Киев, Украина
[3]Институт физической химии имени Л.В.Писаржевского НАН Украины, Киев, Украина

Углеродные нанотрубки благодаря уникальным механическим, электрическим, тепловым и другим свойствам все чаще используются в качестве наполнителей композиционных полимерных материалов. Использование нанотрубок с малой концентрацией структурных дефектов и получение достаточного сопряжения поверхности нанотрубок с молекулами полимеров при изготовлении полимерных композитов позволяет получить новые материалы с улучшенными физико-механическими свойствами.

В данной работе изучалась радиационная модификация структуры и механических свойств полимерных композитов полиэтилена низкой плотности под действием высокоэнергетического электронного облучения (E_e=1,8MeV). Для установления механизмов сенсибилизации были проведены термомеханические исследования, а так же изучены кристаллическая структура и микротвердость композитов полиэтилена низкой плотности с содержанием многостенных углеродных нанотрубок (0, 1, 2 об.%) под действием электронного облучения с дозами 0, 5, 20 МРад.

В результате допирования нанотрубками и облучения наблюдаются изменения структуры и микротвердости композитов. Такие изменения обусловлены не только сопряжением нанотрубок с полимерными цепями, но и сшивками макромолекул и отдельных слоев нанотрубок.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ДОМЕННОГО ЧУГУНА

Ельчанинов П.Н., Климов М.И., Колотвин А.В.

ОГУ, Оренбург, Россия

Доменный чугун применяется в изложницах для отливки металла в виде слитка. Она работает при повышенных температурах до $t = 850^{o}C$ (рис. 1).

Для определения предела прочности использовались цилиндрические образцы диаметром 15 мм с расчетной длиной 150 мм. Материал образцов - доменный чугун без присадки и с присадкой алюминия *Al* (0,12 % *Al* и 0,87 % *Al*). Вырезались образцы из трех зон по высоте изделия (рис. 2).

Нагрев осуществлялся постоянным током до $t = 850^{o}C$, по ступеням $20^{o}C$, $300^{o}C$, $650^{o}C$ и $850^{o}C$. Контроль температуры осуществлялся с помощью хромель- алюминиевой термопары с потенциометром МПШПр-54.

Испытания проводились на разрывной машине RM-103 с максимальной нагрузкой 50 кН. Образцы закреплялись в специальном приспособлении и нагружались до разрушения.

С увеличением температуры предел прочности доменного чугуна без и с присадкой алюминия интенсивно уменьшался.

При комнатной температуре ($t = 20^{o}C$) с увеличением алюминия (до 0,87%) предел прочности увеличивается в 3 ÷ 3,2 раза. С повышением температуры (до $t = 850^{o}C$) предел прочности с увеличением алюминия предел прочности увеличивается 2 раза.

Отмечается увеличение предела прочности чугуна без и с присадкой алюминия по мере приближения зоны изложницы к ее днищу.

Вывод: Увеличение содержания алюминия (до 0,87 % *Al*) в чугуне приводит к увеличению его предела прочности и, вероятно, приводит к повышению стойкости изложницы.

Стойкость измеряется числом плавок до появления трещин в корпусе изложницы.

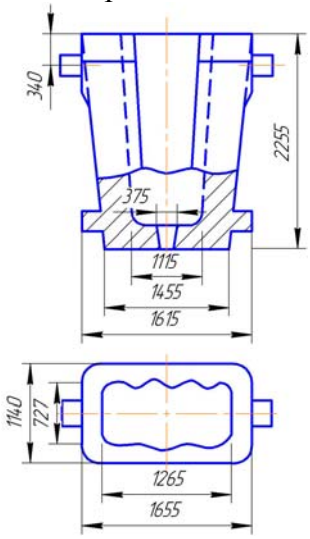


Рис. 1. Изложница

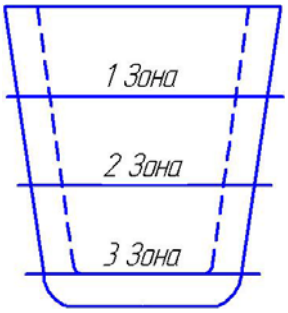


Рис. 2 Схема разрезки

1. Борздыка А.М. Методы горячих испытаний металла. Металлургиздат, 1962, 488ст.

О ПРОБЛЕМАХ ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ГАЗОВОЙ ХИМИКО-ФИЗИЧЕСКОЙ (ТЕРМИЧЕСКОЙ) ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Буравлев Ю.М., Милославский А.Г., Иваницын Н.П., Ступак В.А., Кушнир М.П., Бархум А., Чернявская Н.В.

Донецкий национальный университет, Украина,
alta7@ukr.net

По этой тематике к настоящему времени опубликована многочисленная литература. Поэтому целесообразно ограничиться высказанными в одной из работ следующими соображениями [1]: «Теория ХТО должна строиться на основе единого подхода к процессу в каждом отдельном случае с точки зрения условий технологии проведения процесса. В этой связи должно быть уделено большое внимание подробному изучению физико-химических и кинетических факторов, формирующих диффузионный слой. Необходимо подробное изучение свободной поверхности металла (поверхность Гиббса), ее структурно-энергетического состояния до и после насыщения диффундирующим элементом, поскольку оно определяет не только физико-химические свойства диффузионного слоя, но и объемные свойства металла. Создание теории ХТО металлов и сплавов потребует привлечения современной прецизионной аппаратуры, необходимой при проведении экспериментальных исследований, например, авто-ионной, силовой, туннельной микроскопии, нейтронографии, рентгеноскопии и др. с привлечением компьютерной техники и моделирования процесса ХТО металлов».

По нашему мнению, направление дальнейших работ должно включать следующие этапы:

1) получение соответствующих данных о природе влияния кислорода, водорода, азота и углерода на химические процессы и диффузию при азотировании, цементировании и комбинированных методов обработки сталей и др. сплавов с использованием традиционных (печных) методов;

2) рассмотрение особенностей указанных явлений при использовании КПЭ (искровые, дуговые разряды, тлеющий разряд, лазерное излучение и др.);

3) изучение совместного влияния водорода, кислорода и общего состава газов на процессы ХФ(Т)О при использовании как обычных печных методов, так и способов с использованием КПЭ;

4) обобщение полученных данных о процессах, определяющих развитие и протекание указанных явлений;

5) разработка адекватной физической модели процессов при применении как печных методов, так и с использованием КПЭ;

6) соответствующие рекомендации, направленные на использование указанных явлений в технологических аспектах.

Естественно, при проведении исследований должны учитываться материалы ряда научных открытий, опубликованных в этом направлении, имеющих прямое или косвенное отношение к указанным процессам.

1. Дубинин Г.Н. О перспективах развития химико-термической обработки металлов / Г.Н.Дубинин // МиТОМ, 2004. 7. – С.5-6.

МИКРОДУГОВОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА

Кабацкая В.В., Тутык В.А., Пройдак Ю.С., Сафьян П.П.

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина,
valeriyakab@bk.ru

Современный этап развития металлургии и машиностроения характеризуется использованием инструмента, работающего в агрессивных средах. Технология микродугового оксидирования (МДО) позволяет формировать на поверхности изделий керамические оксидные слои различного функционального назначения, обладающие целым рядом уникальных свойств: высокой износостойкостью, низким коэффициентом трения, жаростойкостью, высокой твердостью, коррозионной стойкостью и т.д. Эти покрытия значительно расширяют область практического применения инструмента и позволяют снизить его себестоимость.

Целью настоящей работы является исследование технологий нанесения оксидных керамических покрытий методом МДО для улучшения функциональных характеристик металлургического инструмента.

Микродуговое оксидирование проводили на созданной экспериментальной установке мощностью $P \approx 2$ кВт в стеклянной герметичной двухэлектродной ячейке, в диапазоне рабочих напряжений $U \approx 400...600$ В, при плотностях тока до $j \approx 5$ А/дм^2 . Температура электролита не превышала 24°С. Это достигалось охлаждением раствора электролита посредством холодильника, помещенного в электролитическую ячейку. В качестве модифицируемого материала использовали сплав титана марки ВТ1-0.

Решающее воздействие на фазовый состав и структуру поверхностных слоев при МДО, как показали исследования, оказывают: электрический режим создания покрытия, состав электролита, природа обрабатываемого материала и т.д.

Отработана технология и выбраны оптимальные режимы получения антикоррозийных оксидных покрытий с низким коэффициентом трения. В результате исследований фазового состава на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 было установлено, что покрытия состоят из рентгеноаморфной фазы и диоксида титана в модификациях анатаз и рутил.

Пористость покрытий измерялась гравиметрическим методом и варьировалась в диапазоне 15…50 %. Исследовались коррозионные свойства оксидных покрытий с помощью анодных поляризационных кривых, представляющих зависимость потенциала электрода от плотности анодного поляризационного тока. Экспериментально показано отсутствие, в созданных МДО покрытиях, межкристаллической коррозии.

Сравнительными электрохимическими и триботехническими исследованиями доказана: высокая износостойкость, коррозионная стойкость и низкий коэффициент трения (0,08...0,2), полученных покрытий диоксида титана. Предложены рекомендации по их использованию для модификации металлургического инструмента.

СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ

Маркашова Л.И., Кушнарева О.С.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г.Киев, Украина
olgakus@meta.ua

Рассматриваются условия (прежде всего – структурные условия) для сварных соединений алюминиевых сплавов 1460 (системы Al–Cu–Li с легированием скандием и без такого легирования), определяющие изменение конкретных механических характеристик, а именно - свойства прочности, пластичности ($\sigma_{0,2}$, σ_B, K_{1C}) непосредственно после сварки, различных термообработок и эксплуатационных испытаний (статистических и динамических нагружений). В результате анализа выполненных экспериментальных исследований на различных структурных уровнях, включая оптическую металлографию, аналитическую растровую электронную микроскопию, просвечивающую электронную микроскопию с последующей оценкой дифференцированного вклада различных структурных факторов и параметров (химический состав, размеров зерен и субзерен, объемной доли фазовых выделений, плотности дислокаций и т.п.) в изменение механических характеристик и трещиностойкости показано следующее.

Для металла шва со скандием характерно увеличение прочностных характеристик (в среднем на 30%), в состояниях после сварки и последующих термообработок T = 150°С, τ = 22ч. и T = 350°С, τ = 1ч., соответственно. При этом наибольший вклад в упрочнение вносят фазовые выделения ($\Delta\sigma_ч$ > 200МПа), т.е. превалирующим является дисперсионное упрочнение, а минимальный вклад – дислокационный.

Кроме того установлено влияние структрно-фазового состояния металла сварного соединения на распределение и уровень локализованной пластической деформации, условия формирования концентраторов внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) – очагов зарождения и распространения трещин, а также механизмов релаксации напряжений для исследуемых сварных соединений

Показано, что металл шва в соединениях исследуемых сплавов в случае отсутствия добавок Sc при динамическом нагружении приобретает неустойчивое структурное состояние, что проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, протекающем путем мощных систем скольжения и полос сдвига, склонен к формированию протяженных концентраторов внутренних напряжений, особенно на границах полосовых структур, что является причиной трещинообразования и снижения свойств прочности сварных соединений. В случае легирования Sc в металле шва при аналогичных условиях нагружения наблюдается блокирование возникающих полос сдвига многокомпонентными (композитными) фазовыми образованиями со скандий-содержащими составляющими. Именно последнее способствует фрагментации структуры, а соответственно - более равномерному распределению и снижению уровня локальных внутренних напряжений, увеличению возможностей пластической релаксации напряжений в металле шва, а также общему повышению свойств прочности и пластичности сварных соединений.

Приведенный пример анализа взаимосвязи структура↔свойства позволяет корректировать свойства с целью создания в зоне соединения структур, оптимальных с точки зрения эксплуатационных свойств.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ШЛИФОВАНИИ С ОБЕСПЕЧЕНИЕМ УСЛОВИЙ ДЛЯ АДСОРБЦИОННО-ПЛАСТИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА

Сурду Н.В., Телегин А.В.

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

Из общего многообразия физических явлений, протекающих в контактной зоне при шлифовании материалов, выделяются главным образом два: деформационные и тепловые. Считается, что комплекс этих двух взаимосвязанных явлений и определяет качественные и количественные закономерности вторичных явлений, среди которых фазово-структурные превращения и формирование остаточных напряжений в тонкой приповерхностной зоне.

Причем деформационные явления чаще всего приводят к наклепу, т.е. упрочнению поверхностного слоя, формируя остаточные напряжения сжатия. Тепловые, же явления способствуют фазовым превращениям, приводящим к разупрочнению и, при достаточной интенсивности тепловыделения, преобладают над упрочнением, формируя остаточные напряжения растяжения вплоть до образования микротрещин.

К основным источникам тепла в контактной зоне следует отнести процессы адгезионного трения с пластической деформацией.

Значительное влияние на энергетические и силовые параметры данных процессов оказывает адсорбционно-пластифицирующий эффект (АПЭ) [1, 2]. В работе [3] были разработаны критериальные зависимости, выполнение которых однозначно и надежно обеспечивает условия для проявления АПЭ при любом механическом процессе, основанном на пластическом деформировании и разрушении металлов.

Экспериментальное определение характеристик обработанных поверхностей различных групп ТОМ (20Х13, ЭИ957, ЖС6К, ВТ5) после круглого и плоского шлифования с обеспечением условий для АПЭ показывают повышение следующих свойств: микротвердости поверхностного слоя (до 400 мкм) в 1,5…2 раза, микронапряжений поверхностного микрослоя (глубина залегания до 200 нм) в 2,5…3 раза и более. Металлографические исследования показывают отсутствие фазовых превращений в приповерхностной зоне на всех режимах шлифования с применением и без применения СОТС.

Таким образом, представленные результаты позволяют рассматривать шлифование с обеспечением критериальных условий для АПЭ, как метод окончательной обработки ответственных поверхностей деталей из труднообрабатываемых металлов, способствующим повышению физико-механических свойств поверхностных слоев.

1. Ребиндер П.А. Поверхностные явления в дисперсионных системах: Избр. тр. // Физико-химическая механика. – М.: Наука, 1979. – 381 с.
2. Щукин Е.Д. Понижение поверхностной энергии и изменение механических свойств твердых тел под влиянием окружающей среды // Физ.-хим. механика материалов. – 1976. – № 1. – С. 3–20.
3. Сурду Н.В. Адсорбционное влияние сред при шлифовании // Пробл. машиностроения. – Харьков, 1999. – Т. 2. – №1-2. – с.106–113.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И КИНЕТИКУ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16

Манохин С.С., Иванов М.Б., Нечаенко Д.А., Непряхина Н.А.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет,г. Белгород, Россия,
manohin@bsu.edu.ru

Актуальны исследования с применением современных методов аналитической просвечивающей электронной микроскопии прямого разрешения для определения механизмов упрочнения титанового (α+β)-сплава ВТ16. Целью работы являлось выявить особенности протекания структурно-фазовых превращений при температурных и деформационных воздействиях (предварительной холодной пластической деформации прокаткой).

Химический состав сплава (% масс.): 3,2Al; 5,4 Mo; 4,4 V; прочие 0,3, остальное Ti. Материал закаливали в воду с температуры близкой к температуре полиморфного превращения преимущественно на орторомбический мартенсит α″ (820 ^{o}C). Осуществляли холодную прокатку на степень 5, 10, 20 и 50%.

По данным рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии распад орторомбической α"-фазы на начальных стадиях, сопровождается расслоением микрообъемов на две фазы α" с различными параметрами решетки.

Для сплава после старения (во всем исследованном интервале температур 300-600°C) наблюдается два типа морфологии распада: гомогенный механизм распада (однородно распределенных дисперсных частиц) и гетерогенный механизм (морфология в виде направленных пластин, колониями чередующихся пластин, в виде пакетов).

Точечным энергодисперсионным анализом (диаметр пучка 3 нм) установлены значения концентрации легирующих элементов в $\alpha_{втор.}$ и β- фазах, образовавшихся после отжигов при различных температурах. Построены зависимости концентрации химических элементов. В состоянии с максимальными прочностными свойствами (предварительно недеформированного сплава), распад мартенсита все еще протекает неполно. Концентрация бета стабилизаторов (Mo,V) во вторичной $\alpha_{втор}$-фазе. превышает предельно допустимые значения растворимости элементов для α-фазы. Дифракционный анализ ПЭМ, анализ картин Фурье преобразований (полученных с изображений прямого разрешения кристаллической решетки) и данные рентгеноструктурного анализа также показали неполноту превращения орторомбической кристаллической решетки в ГПУ α-титана в состоянии с максимальными значениями прочностных свойств.

Под действием холодной прокатки материала, содержащего орторомбический мартенсит α", в сплаве происходит фазовое превращение: α"→α', $\beta_{мет.}$-фазы →α"→α(α')-фазу. С увеличением степени деформации прокаткой происходит дробление пластин орторомбического мартенсита α″ с формированием зеренно-субзеренной наноструктуры глобулярной морфологии. При старении состояния после предварительной холодной пластической деформации на начальном этапе происходит фазовое превращение α'→α". Методом энергодисперсионного анализа в ПЭМ построены карты распределения легирующих элементов в состаренных состояниях. Полученная информация о кинетике распада метастабильных фаз в титановом сплаве ВТ16 дополняет представления о механизмах упрочнения сплава.

СИНТЕТИЧЕСКИЕ МИНЕРАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ КАК НОВЫЙ ВИД НЕОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н.

Синтетические минеральные сплава (симиналы) - материалы, полученные в результате высокотемпературного синтеза (плавления) минерало-оксидных соединений ультраосновного и основного характера, природного и техногенного происхождения (базальты, габбро, металлургические шлаки и т.д.).

По результатам оптической и электронной микроскопии, установлено, что в структуре симиналов встречаются кристаллические соединения, состоящие из полимерных фрагментов образованных кремнекислородными тетраэдрами, от формы фрагментов (каркас, слой или цепочка) зависят потребительские свойства симиналов. Поэтому изучение процессов полимеризации симиналов актуально.

Цель исследования – определить характер полимеризации симиналов.

Объектом исследования является силикат-хромитовый симинал, его состав представлен в табл.1.

Таблица 1. Химический состав силикат-хромитового симинала

Химический состав, мас., %									
SiO_2	Al_2O_3	CaO	FeO	MgO	Fe_2O_3	TiO_2	K_2O+Na_2O	Cr_2O_3	п.п.п
47,3	12,5	9,5	10,9	8,3	3,4	2,3	2,1	0,5	3,2

Расплав симиналов склонен к ликвационной дифференциации, такой расплав стремиться к структурированию полимеризацией еще на докристаллизационном этапе. Само расслоение расплава на две несмешивающиеся жидкости это уже начала полимеризации. Затвердевание и кристаллизация каждой отдельной жидкости происходит по разному «сценарию».

В жидкость, образованной более тугоплавкими компонентами, в интервале 1300 – 1250 °С начинают формироваться глобулы, образованные хромшпинелидами. При охлаждение глобулы начинают разворачиваться и соприкасаться, образуя параллельные между собой участки – пачки. Порядок внутри самих пачек имеет несовершенный характер. Между пачками образуются химические связи через ионы щелочных и щелочноземельных металлов, они как бы сшивают выстроившиеся в слои пачки. Завершающей стадией кристаллизации в данной жидкой фазы является образование радиальных сферолитов (400–500 нм).

Другая полимерная жидкая фаза начинает затвердевать приблизительно при температуре 870-800 °С, эта фаза в твердом состояние практически полностью состоит из диоксида кремния. Она распределяется в неупорядоченных и несовершенных участках закристаллизованной фазы, как на макро- так и на микроуровне. Это способствует перепутыванию полимерных фрагментов той части цепи, где имеются дефекты. Возникает такое явление как рыхлость упаковки, а по завершению всех тепловых и полиморфных процессов вероятно на границе раздела фаз образуются пустоты, которые при диагностировании выявляют как микропоры.

В результате проведенных исследований установлено, что начальной стадией полимеризации симиналов является ликвационная дифференциация. Жидкая фаза, состоящая из тугоплавких соединений, при затвердевании в интервале 1250 -800°С образует полимерные фрагменты - радиальные сферолиты (400-500 нм). Жидкая фаза из диоксида кремния при затвердевание в интервале от 870°С до комнатной температуры образует аморфную стеклообразную структурную составляющую, распределенную между полимерными фрагментами.

ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н.

Одним из нетрадиционных способов переработки нерудного минерального сырья Урала, такого как основные горные породы (диабазы, габбро-диабазы, базальты, горнблендит), является получение из них синтетических минеральных сплавов (симиналов) по технологии каменного литья. Эта технология подразумевает плавление сырья, получение расплава, его заливку в форму и последующую термообработку отливок. Изделия из симиналов используются для работы в условиях абразивного износа и агрессивных средах, в процессе эксплуатации они испытывают на себе действие сжимающих нагрузок. Известны количественные характеристики прочности симиналов при одноосном сжатие, однако, механизм поведения при таком нагружение остается неизученным. Это усложняет прогнозирование поведения таких материалов при эксплуатации.

Целью настоящего исследования является изучение механизма разрушения и деформации камнелитых материалов на основе симиналов.

Объектом исследования является симинал, полученные на основе горнблендита и хромитовой руды, химический состав указан в табл. 1. По результатам электронной сканирующей растровой микроскопии установлено, что он содержит в своей структуре три составляющие: хромшпинелид являющийся зародышем кристаллизации; габброидную фазу, которая обрастает «ореолом» кристаллы хромшпинелида; аморфную фазу, которая распределяет в свободных местах между кристаллическими составляющими.

Таблица 1.Химический состав симинала на основе горнблендита и хромитовой руды

Содержание, мас. %								
SiO_2	TiO_2	Al_2O_3	MgO	CaO	K_2O+Na_2O	FeO	Fe_2O_3	Cr_2O_3
47,3	2,3	12,5	8,3	9,5	2,1	10,9	3,4	0,5

Для изучения процессов деформации и разрушения были проведены механические испытания на установке УИМ Zwick – Z250 (Германия), в качестве образцов использовали бруски в форме параллелепипеда 18x12x15 мм.

В процессе проведения испытаний установили, что разрушение образцов происходило постепенно, при растрескивание на множество осколков. Отмечено, что сердцевина образцов в той точке, где была приложена нагрузка оставалась целой даже после того, как от него откололось уже 60% всего объема.

Изучение неразрушившейся части образца после испытания, показало, что при одноосном сжатие на поверхности приложения нагрузки от края и к центру формируется углубление, от которого расходятся трещины, уходящие в глубину образца. Такой характер разрушения свидетельствует о развитие дилатансии. То есть материал в месте приложения нагрузки остается мало деформированным, а от краев в глубь среды распространяются полосы локализованного сдвига. В них происходит разрыхление материала. После начала разрыхления увеличение давления, в плотной части материала приводит к росту эффективной прочности и величины предельной деформации до начала разупрочнения, а расстояние между полосами локализации при этом возрастает с соответствующим увеличением в них деформации. Таким образом, при значительном увеличении давления можно ожидать, что локализация деформации и разрушение произойдет при более интенсивном воздействии.

Таким образом, в результате проведенных исследований был предложен механизм деформации и разрушения симиналов при воздействие на них сжимающей нагрузки, механизм такого поведения подтверждается механическими испытаниями.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ МЕЖДУ ПРОЧНОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ АНИЗОТРОПНЫХ КАМНЕЛИТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н.

Камнелитыми называют неметаллический литые материалы, полученные из синтетических минеральных сплавов, методом высокотемпературного синтеза (плавления). Эти материалы содержат в своей структуре составляющие, близки по своей природе к минералам, с различной степенью внутренней упорядоченности, от аморфных до кристаллических, то есть являются анизотропными, со сложной структурной иерархией имеющей широкий диапазон (25-550 мкм). Прочность таких материалов зависит прежде всего от их структурных параметров, изучение взаимосвязи между ними позволит получать камнелитые материалы с управляемыми свойствами.

Целью настоящего исследования является изучении прочностных характеристик камнелитого материала и их увязка с особенностями его строения.

Объектом исследования является каменное литье, полученное на основе горнблендита и хромитовой руды, химический состав указан в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав симинала на основе горнблендита и хромитовой руды

Содержание, мас. %								
SiO_2	TiO_2	Al_2O_3	MgO	CaO	K_2O+Na_2O	FeO	Fe_2O_3	Cr_2O_3
47,3	2,3	12,5	8,3	9,5	2,1	10,9	3,4	0,5

Для изучения прочностных характеристик каменного литья использовали методы акустической эмиссии и наноиндентирования, а так же определяли сдвиговую прочность.

В результате проведенных исследований методом наноиндентирования установлено, показатели твердости и модуля Юнга разных структурных составляющих сильно отличаются, идентифицированы хромшпинелиды (твердость 10-12 ГПа), габброидные образования (4-5 ГПа) и аморфная фаза (1-3ГПа).

В результате исследований по методом акустической эмиссии, установлено, что разрушению образцов предшествуют ряд структурных превращений в аморфной фазе, затем период накопления локальных межструктурных напряжений, структурные напряжения релаксируются за счет образования и быстрого роста трещин, которые и приводят к разрушению образца. Установлено что, характер акустических колебаний зависит от величины аморфной составляющей структуры, чем ее больше, тем быстрее происходит разрушение и тем меньше проявляются предразрушающие процессы. Поскольку структура отливок неоднородна то и разрушение их происходит неравномерно, начало разрушения как правило зарождается в поверхностных остеклованых слоях.

По результатам испытаний камнелитых материалов на определение сдвиговой прочности, установлено, что она составляет 11кН, это характеризует камнелитые материалы как хрупкие. Анализ структурных процессов происходящих при разрушение подобных материалов с позиции многоуровневого подхода показал, что причиной разрушения камнелитых материалов является образование структурных концентраторов напряжений на границе раздела двух систем аморфной и кристаллической. Процессом предвещающим разрушение является дилатансия.

Таким образом обобщив результаты исследований, можно сделать вывод, что более твердые составляющие отвечают за показатели прочности, а более мягкие за показатели пластичности. Управление соотношением твердых и мягких частиц позволит получать материалы с разными показателями этих свойств. В дальнейшем планируется изучить и выявить оптимальные соотношения различных структурных составляющих для достижения требуемых показателей механических характеристик камнелитых материалов.

О РАСПРЕДЕЛЕНИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДЕЛКЕ (АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ)

Галаджиев С.В., Гоголева О.С., Коваленко М.Д., Трубников Д.В.

ГОУ Оренбургский Государственный Университет, г.Оренбург, Россия
kov08@inbox.ru

Дается точное решение известной проблемы о распределении напряжений в заделке жестко защемленной пластины. Задача имеет важное значение для понимания картины локализации напряжений в окрестности защемления и последующего развития разрушения. Решение строится в виде разложений по собственным функциям Фадля-Папковича. Коэффициенты разложений находятся явно, как интегралы Фурье от заданных граничных функций. Работа целиком базируется на методе разложения по функциям Фадля-Папковича, разработанном авторами.

Задача рассматривается в двух классических вариантах: 1) полуполоса, защемленная по короткой стороне, растягивается нагрузкой, действующей на бесконечности (задача Бентхема); 2) полуполоса защемлена по короткой стороне, а нагрузка приложена к ее длинным сторонам (задача Воровича).

Вопреки распространенному мнению, напряжения не имеют интегрируемой особенности в угловых точках полуполосы. Как известно, убеждение в том, что эта особенность имеется, основано на предположении, что напряжения в полуполосе (прямоугольнике) вблизи углов имеют ту же асимптотику, что и решения соответствующей задачи для прямого клина. В работе показано, что угловая точка в вершине клина устроена совершенно иначе, чем угловая точка в полуполосе. Поэтому использование в качестве асимптотических решений для бесконечного клина не всегда корректно.

Другой интересный результат состоит в том, если поперечные смещения терпят разрыв в углах заделки (что можно интерпретировать как дефекты защемления), то там возникают сосредоточенные силы.

Таким образом, можно построить, по крайней мере, два решения задачи Бентхема, в зависимости от того, как нагружены угловые точки полуполосы (заметим, что в задаче Бентхема угловая точка границы является в тоже время и точкой смены типа граничных условий). Впервые необходимость введения некоторых дополнительных условий в угловых точках границы и точках смены типа граничных условий для обеспечения единственности решения плоской задачи теории упругости в конечной области, была доказана в работе [1]. Построенные здесь решения не только подтверждают этот вывод, но и вскрывают его причину – угловые точки и точки смены типа граничных условий устроены так же, как и внутренние точки границы. Это свойство угловых точек границы и точек смены типа граничных условий теряется для областей типа бесконечного клина в силу того, что здесь единственным характерным размером становится бесконечная величина.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 09-05-00767-а.

1. Шемякин Е.И. О краевых задачах теории упругости для областей с угловыми точками (плоская деформация). Доклады РАН. 1996. Т.347. №3. с.342-345.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИПД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Li ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 4,2–350 К

Забродин П.А., Исаев Н.В., Давиденко А.А.*, Спусканюк В.З.*, Брауде И.С.,Фоменко В.С.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, Харьков, Украина,
**Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина*
isaev@ilt.kharkov.ua

Цель работы - изучение влияния прямой и угловой гидроэкструзии (ГЭ и УГЭ) на пластичность и прочность бинарного сплава Al–3,8ат.%Li. При ГЭ и УГЭ литые цилиндрические заготовки после отжига и закалки выдавливали из контейнера через деформирующую матрицу жидкостью, сжатой до высокого давления. В случае УГЭ каналы деформирующей матрицы пересекались под углом 90°. Применяли следующие схемы гидроэкструзии: ГЭ (суммарная эквивалентная деформация e_Σ = 2,68; условное обозначение – В1), ГЭ + УГЭ (e_Σ = 7,28; В2), ГЭ + УГЭ + ГЭ + УГЭ (e_Σ = 9,58; В3). Исследовали механические свойства плоских образцов (15x3x0,8 мм^3), вырезанных из заготовок и деформированных растяжением с постоянной скоростью. Микроструктура образцов контролировалась методами оптической и растровой микроскопии, рентгеновской дифрактометрии.

Показано, что предел текучести $\sigma_{0,2}$ образцов В1-В3 увеличивается более, чем на порядок по сравнению с закаленным образцом (А): $\sigma_{0,2}^{B1}$ возрастает от 195 МПа при T = 350 К до 304 МПа при 4,2 К. Величина $\sigma_{0,2}$ зависит также от схемы гидроэкструзии: $\sigma_{0,2}^{B3} < \sigma_{0,2}^{B1}$ на 5-20%. С уменьшением T деформация до разрушения ε_m изученных образцов увеличивается, однако при T > 77 К величина ε_m^{B1-B3} = 0,06–0,17 примерно вдвое меньше, чем ε_m^{A}, кроме того $\varepsilon_m^{B3} > \varepsilon_m^{B1}$. При T = 4,2 К образец В3 обладает оптимальным сочетанием пластичности и прочности (ε_m^{B3} = 0,38; σ_m^{B3} = 678 МПа). Пластическая деформация всех изученных образцов при T = 4,2 К становится скачкообразной, а средняя амплитуда и плотность скачков напряжения зависят от схемы гидроэкструзии.

Упрочнение сплава в результате ИПД обусловлено измельчением зерна: по данным микроскопии в исходном образце А средний размер зерна $d \approx$ 300 мкм, микроструктура В1 после ГЭ состоит из крупнозернистых (~10-20 мкм) и мелкозернистых (2-4 мкм) зон, а после УГЭ (В3) она становится более однородной с d~1 мкм. Наблюдаемое неравенство $\sigma_{0,2}^{B3}<\sigma_{0,2}^{B1}$, которое противоречит данным о размере зерна, можно объяснить кристаллографической текстурой В1 в направлении [111], неблагоприятной для легкого скольжения дислокаций. Наличие такой текстуры после ГЭ и ее исчезновение в результате УГЭ (В2, В3) подтверждается результатами анализа интегральной интенсивности дифракционных максимумов для боковой поверхности образцов вдоль и поперек направления экструзии. Обсуждается влияние размера зерна и температуры на процессы динамического возврата, локализацию деформации при растяжении и развитие низкотемпературной скачкообразной деформации.

ЭФФЕКТ ГАШЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОГО РЕЗОНАНСА В КРИСТАЛЛАХ LiF ПРИ ИХ РЕНТГЕНОВСКОМ ОБЛУЧЕНИИ

Петченко А.М., Петченко Г.А.

Харьковская национальная академия городского хозяйства, Харьков, Украина,
gdaeron@ukr.net

Основной целью данной работы было исследование возможного влияния рентгеновского облучения на дислокационное поглощение ультразвука в ЩГК. С этой целью методом внутреннего трения в области частот 22,5 – 232,5 МГц при T = 300 К изучалось поведение частотных спектров дислокационного поглощения ультразвука в предварительно продеформованных до 0,3 % монокристаллах LiF в условиях их облучения дозами рентгеновского излучения в интервале 100–400 рентген.

Как видно из рис.1 уже после воздействия начальной дозой облучения, равной ~ 100 рентген (рис.1, кривая 2) в исследуемых кристаллах существенно снижается уровень резонансного поглощения ультразвука, а также меняется и его частотная локализация. При дальнейшем облучении (рис.1, кривые 3–5) характер в поведении дислокационного резонанса сохраняется. Резонансные кривые $\Delta_d(f)$, снижаясь по амплитуде, монотонно смещаются в область высоких частот. В этих условиях величина дислокационного декремента Δ_m в максимуме резко снижается, а резонансная частота f_m при этом по нашим оценкам возрастает приблизительно в 4 раза. С применением максимальной дозы облучения в 400 рентген в кристаллах наблюдается эффект гашения дислокационного резонанса, сопровождающийся существенным возвратом служебных акустических характеристик кристалла.

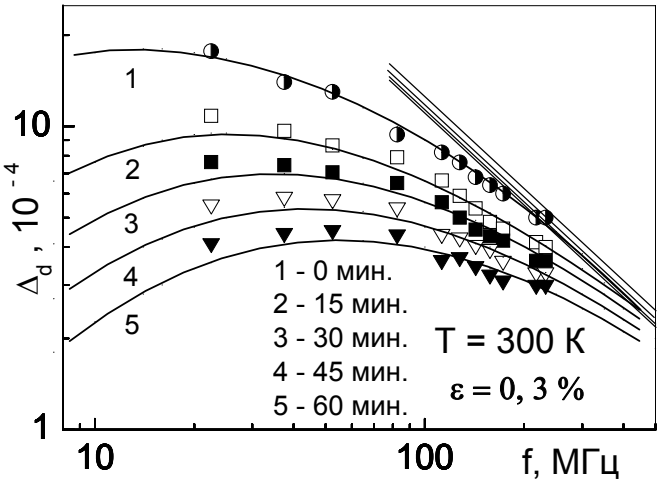


Рис.1. Частотные зависимости дислокационного декремента для образцов LiF с величиной предварительной деформации ε = 0,3 % при комнатной температуре с различными значениями времени облучения t: 1, 1' – необлученный; 2, 2' – 15 мин.; 3, 3' – 30 мин.; 4, 4' – 45 мин; 5, 5' – 60 мин. Сплошные линии 1,2,3,4,5 – теоретические кривые [1], 1',2',3',4',5' – их высокочастотные асимптоты соответственно.

Аналогичный по действию эффект смещения резонансных кривых мы уже наблюдали при охлаждении кристаллов, например, KCl [2] и KBr [3–4], и он, скорее всего, должен объясняться, как и в [2-4], ограничением колебательного движения дислокационных петель в поле УЗ-волны из-за появления на них дополнительных центров закрепления, которыми в данных опытах являются радиационные дефекты.

1. O.S.Oen, D.K.Holmes, M.T.Robinson, US AEC Report NORNL-3017, 3 (1960).
2. A.M.Petchenko, Functional Materials, 7, 94 (2000).
3. G.A. Petchenko, Functional Materials, 7, 785 (2000).
4. A.M. Petchenko, G.A. Petchenko, Functional Materials, 15, 481 (2008).

ЗАЩИТНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК И ПОЛУФАБРИКАТОВ

Фроленков К. Ю., Фроленкова Л. Ю., Матюхин С. И.

Орловский государственный технический университет, г. Орел, Россия
LaraFrolenkova@yandex.ru

Высокотемпературный нагрев заготовок сталей и сплавов перед операциями горячей обработки давлением, а также при различных видах термообработки сопровождается интенсивной поверхностной коррозией металлов. Следствием высокотемпературной коррозии является образование на поверхности металла окалины и дефектного слоя из-за окисления, обезуглероживания, обезлегирования и газонасыщения. Наличие на поверхности деталей и полуфабрикатов дефектного слоя ухудшает термомеханические свойства металла и требует больших трудовых и энергетических затрат при ручной и машинной зачистке поверхностей заготовок после технологических нагревов. Общие безвозвратные потери металла в виде окалины и удаляемого дефектного слоя достигают в металлургии и машиностроении 3 – 6 % от массы обрабатываемых заготовок. Целью работы является создание и исследование свойств жаростойких стеклокерамических покрытий для защиты низколегированных и малоуглеродистых сталей при технологических нагревах.

В результате проведенных исследований создано жаростойкое стеклокерамическое покрытие, снижающее потери стали 09Г2С в окалину более чем в 10 раз и существенно уменьшающее обезуглероживание и обезлегирование поверхности защищаемого металла. Методами химического, дифференциально-термического, рентгенофазового анализов и квантометрии исследованы процессы, протекающие при формировании покрытий и их взаимодействии с поверхностью стали. Показано, что благодаря оптимальному соотношению стекловидной и огнеупорной составляющих при нагревании до 1000 ^{o}C в покрытии образуется жидкая фаза, обеспечивающая закрепление покрытия на поверхности металла, а также протекание процессов твердожидкостного спекания, приводящих к появлению тугоплавких новообразований, эффективно предотвращающих диффузию кислорода и печных газов к поверхности металла. Установлено, что в процессе службы покрытия в приповерхностном слое металла возникает термодиффузионный слой, повышающий жаростойкость и окалиностойкость поверхности стали.

Работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 14.740.11.0271).

ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ И ДИСПЛЕЙНОЙ ТЕХНИКИ

Эгамов М.Х[1]., Герасимов В.П[2]., Ермаков В.П[2].

[1]*Красноярский государственный педагогический университет им. В.П.Астафьева, Красноярск, Россия*
[2]*Институт Физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия*
egamov62@mail.ru

Комплекс физико-механических свойств диспергированных полимером нематические капли жидких кристаллов (ДПНЖК) привлекает внимание исследователей, прежде всего, тем обстоятельством, что подобные системы сохраняют ряд свойств полимерной матрицы, в частности, пленкообразующую способность и высокую механическую прочность. Помимо этого, они сочетают в себе уникальные электро- и магнитооптические свойства жидкокристаллической мезофазы. Данные системы позволяют работать без поляризационных устройств, что существенно увеличивает яркость дисплеев, имеют более высокие времена переключения, в них отсутствуют особые требования к ориентирующим поверхностям, легко решаются проблемы порога и гистерезиса.

В настоящей работе исследуется структурные превращения и физико-механические свойства полимерно-жидкокристаллический композиционный материал на основе поливинилового спирта (ПВС) в качестве матрицы с диспергированными в ней каплями нематического жидкого кристалла (НЖК) 4-n-пентил-4'-цианобифенила (5ЦБ). Морфологические параметры такой системы варьируются по размеру капли, форме, относительному расположению в объеме дисперсионной среды и др.; они сочетают в себя полезные качества обоих компонентов и являются весьма перспективным материалом для микроэлектроники и информационных технологий. В последнее время они стали также использоваться для изготовления устройства обработки и отображения информации.

Образцы ДПНЖК изготавливались по растворной технологии SIPS [1]. Смесь 5ЦБ и ПВС в весовом соотношении 1:5 растворялась в дистиллированной воде. Последующее испарение растворителя приводило к фазовому разделению компонентов с образованием ансамбля капель НЖК в полимерной матрице. Варьируя состав композиции, толщину пленки и скорость испарения воды, можно изменять желаемую морфологию ДПНЖК структуры. Показано, что для обеспечения качественного растяжимости пленки наиболее подходящим пластификатором является глицерин, а для устойчивого ориентации директора в молекуле капли, введение катионного поверхностно-активного вещества (ПАВ)-цетилтриметиламмонийбромида (СТАБ). Установлено, что для экспериментальной реализации работоспособности ДПНЖК пленок необходимо выполнение ряда требований к исследуемому объекту, такие как:

-капли нематика должны иметь форму сплюснутых в плоскости пленки эллипсоидов вращения;

-капли должны располагаться в полимерной матрице так, что их центры находились в одной плоскости, т.е. в однорядном слое;

-ориентационное упорядочение директора внутри капель нематика должен иметь биполярную конфигурацию с жестко фиксированными полюсами;

-оси симметрии всех капель ансамбля должны быть ориентированы в одном направлении в плоскости слоя.

1. Drzaic P.S. Liquid crustal dispersions.-Singapore: World Scientific, 1995.-430 p.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ИНВАРИАНТНОСТЬ СИСТЕМЫ СВОЙСТВ «ПРОЧНОСТЬ – ПЛАСТИЧНОСТЬ – МЕХАНИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ»

Стеценко Н. Н., Шиян А. В.

Институт металлофизики НАН Украины, г.Киев, Украина
nstetsenko@yahoo.com, nnst@imp.kiev.ua

На основе представлений о физической природе хрупкого разрушении и понятия механической стабильности K_{ms} [1, 2], показана сходимость зависимостей $\sigma_{0.2} - \psi_K$ при K_{ms} = const, а также соответствие значений координат их максимумов (рис.1). Получена объединенная зависимость $\lg \bar{e}_{экв.} - \lg \psi_K$ для определения значения K_{ms} (рис.2). В работе использованы результаты исследований более 70-ти видов сплавов на основе железа, обладающих различными сочетаниями свойств прочности (160 МПа $\leq \sigma_{0.2} \leq$ 2205 МПа) и пластичности (10% $\leq \psi_K \leq$ 81%), полученные при испытаниях гладких образцов на одноосное растяжение при температурах 623К ÷ 4К

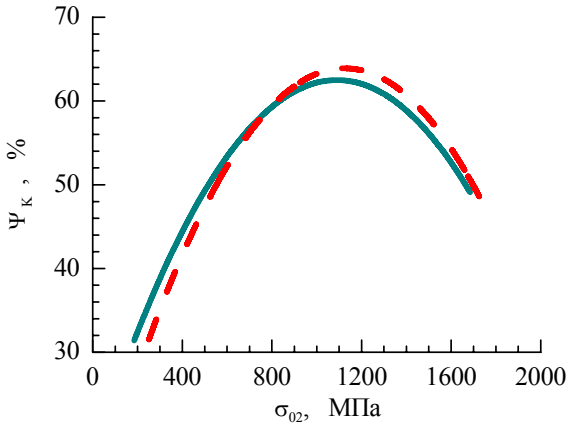


Рис.1. Экспериментальная зависимость $\psi_K - \sigma_{0.2}$ для K_{ms}=1.2 (сплошная линия – для $T_{исп.}$=293К, штриховая – для $T_{исп.}$=623К÷4К)

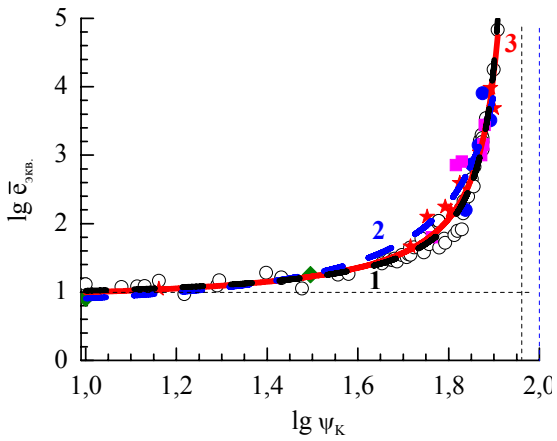


Рис.2. Экспериментальная зависимость $\lg \bar{e}_{экв.} - \lg \psi_K$: 1 – $T_{исп.}$=293К; 2 – $T_{исп.}$=233К÷77К; 3 – объединенная $T_{исп.}$=293К÷77К.

Показана инвариантность полученных зависимостей не только к различным сочетаниям прочностных и пластических свойств, их видам и режимам термической обработки, но и к температуре испытаний.

1. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции - Киев: Наук. думка, 2008, 295 с.
2. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, А.В. Шиян Физические основы экспресс-метода для определения хрупкой прочности конструкционных сталей // Металлофизика и новейшие технологии, 2010, т. 32, № 8, с. 1123 – 1140.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ TiZrN НА ЛОПАТКАХ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Дзюба В.Л., Корсунов К.А., *Мягченко Е.Ю.

Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск, Украина,
[*]Национальный технический университет Украины «КПИ», г. Киев, Украина
Korsunof@mail.ru

Одной из проблем создания авиационных двигателей является повышение надежности и ресурса их работы. Известно, что главными причинами повреждаемости деталей авиадвигателей являются усталость, износ, и, особенно, коррозия и эрозия. Так, во время работы вертолетного двигателя в тропическом (или морском) климате и на песчаных почвах лопатки компрессоров авиадвигателей подвергаются коррозионным и эрозионным воздействиям, в результате чего поверхностный слой лопаток интенсивно разрушается. Степень и характер эрозионного износа компрессорных лопаток определяется дисперсностью, составом и количеством пыли, засасываемой в авиадвигатель. Характер же запыленности воздуха на входе в компрессор зависит от многих факторов, в том числе и от скорости потока несущего винта. Причины коррозионных повреждений могут быть различны. Эксплуатация двигателей может происходить во влажных условиях, где воздух представляет собой взвесь морской воды и частиц пыли, что, в свою очередь, способствует быстрому развитию коррозии. При этом скорость коррозии увеличивается при повышенных температурах в компрессорной части авиадвигателя.

Поскольку материал лопаток компрессоров авиадвигателей – титановый сплав ВТ-8, подверженный эрозии, а лопатки – одни из дорогостоящих деталей авиадвигателя и при большом количестве забракованных лопаток значительно повышается стоимость ремонта авиадвигателей, то на лопатки наносят различные защитные покрытия. Известно много видов защитных покрытий, наносимых на лопатки компрессора авиадвигателей, однако наиболее перспективным является конденсационно-вакуумное из TiN (нитрид титана). Двигатели с лопатками, имеющими такое защитное покрытием, отрабатывают по 2–3 межремонтных ресурса (т.е. 1500–2100 часов), однако и в этом случае наблюдается существенный эрозионный износ лопаток. С целью повышения эрозионной и коррозионной стойкости и рабочих температур покрытия было принято решение исследовать защитное покрытие из TiZrN (нитрид титана-циркония). Данное покрытие было нанесено на лопатки с помощью установки «Булат-6» и испытано на эрозионную и коррозионную стойкость и жаростойкость, а также определена его микротвердость. Проведенные исследования показали, что за счет нанесения покрытия из TiZrN на лопатки компрессора авиадвигателя можно увеличить их эрозионную стойкость в 4-5 раз, а, следовательно, и срок службы, как минимум, в 1,5-2 раза. Покрытие имеет очень высокую коррозионную стойкость к морской воде и его применение возможно в различных климатических условиях при рабочих температурах до +400 ^{o}C. По жаростойкости покрытие TiZrN превосходит покрытие из TiN, и полученные данные позволяют предположить возможность эксплуатации деталей с покрытием из TiZrN при рабочих температурах до +500 ^{o}C. Таким образом, защитное покрытие из TiZrN может быть использовано в авиационной и других промышленностях.

РЕШЕНИЕ СВЯЗАННОЙ ЗАДАЧИ ТЕРМОУПРУГОСТИ ДЛЯ КОМПОЗИТОВ КУСОЧНО-ОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ

Терещенко Е.В.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченка,
Киев, Украина,
tereshchenko.lena@gmail.com

Создание новых технологий требует более широкого применения в современной технике элементов конструкций из композиционых материалов с разными физико-механическими свойствами. Такие материалы используются в электронно-вычислительной технике (микрочипы) и являются основой высокоточных инструментов обработки деталей и узлов сложных механизмов (шлифовочная техника). Элементы многих современных конструкций работают в условиях действия агрессивных сред, высоких температур и давлений, что способствует протеканию в твердом теле ряда термофизических и термомеханических процессов. Поэтому производство и использование таких материалов требует глубокого анализа процессов, которые могут ухудшить качественные характеристики, а в некоторых случаях, привести к разрушению материала. Поэтому актуальной является задача исследования термонапряженного и деформационного состояния в композитных материалах кусочно-однородной структуры.

В работе представлены постановка и решение связанной квазистатической задачи термоупругости для композиционных материалов кусочно-однородной структуры. Для решения задачи используется понятие термоупругого потенциала, что позволяет разделить систему основных уравнений задачи относительно температуры θ и термоупругого потенциала ϕ [2,5], представив ее в виде граничных интегральных уравнений. Система интегральных уравнений относительно неизвестных температуры, перемещений и напряжений решается методом граничных элементов [1,4].

$$\sigma_{ks}(x,t) = (1-\frac{E_q - E_0}{E_q} S(D_q))(\int_D \rho_0 \vartheta_{,i} G^i_{ks} d\Omega - \frac{E_p - E_0}{E_p}) \int_{D_p} \rho_p \vartheta_{,i} G^i_{ks} d\Omega + \gamma_0 \int_D \theta_{,i} G^i_{ks} d\Omega +$$

$$+(\frac{\gamma_0 E_p - \gamma_p E_0}{E_p}) \int_D \theta_{,i} G^i_{ks} d\Omega - \frac{E_p - E_0}{E_p} \int_{\Gamma_p} \overline{\sigma^{(p)}_{ij}} n_i G^i_{ks} d\gamma + \gamma_0 \int_\Gamma \theta n_i G^i_{ks} d\gamma - (\gamma_p - \gamma_0) \int_{\Gamma_p} \theta n_i G^i_{ks} d\gamma +$$

$$+\int_\Gamma q_i G^i_{ks} d\gamma) - (\gamma_0 + \overline{\gamma_q} S(D_q))\theta(x,t)\delta_{ks}, x \in D$$

1. Лавренюк В.І., Терещенко В.М. Напружений стан кусково-однорідних тіл під дією нестаціонарних полів //Математичні методи і фізико-механічні поля.1997 р., том 40.№ I,II с.
2. Новацкий В. Теория упругости. - М.:Мир,1975, - 872 с.
3. Терещенко В.М.Функції Гріна квазістатичної задачі термопружності //Вычисл. и прикл. математика. - 1993.-Вып.7
4. Бреббия К., Теллес Ж., Вроубел Л.Методы граничных элементов. –М.: Мир, 1987, -524 с.
5. А.Д. Коваленко. Термоупругость. – К., «Вища школа», 1975, - 216 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ФАКТОРА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОТВЕРДЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ КВАЗИБИНАРНОЙ СИСТЕМЫ WC–TiC

Соболь О.В., Фильчиков В.Е., Волынская Г.В., Сокол А.А.

Национальный технический университет «ХПИ», Харьков, Украина
sool@kpi.kharkov.ua

Высокие скорости переохлаждения, свойственные ионно-плазменным методам осаждения, при получении покрытий квазибинарных систем фаз внедрения создают условия для формирования пересыщенного твердого раствора в неравновесном состоянии расслоения. В этой связи следует ожидать большого спектра различных фазовых составов и структурных состояний при формировании материала, образующегося на основе квазибинарных систем боридов, карбидов или нитридов переходных металлов с сильно разнящимся электронным строением. К таким переходным металлам относится пара: титан – вольфрам.

В работе проанализировано влияние термического фактора в температурной области осаждения ($T_{ос}$) 80…970^{0}С на формирование фазового состава, структуры, напряженного состояния покрытий, полученных ионным распылением мишеней квазибинарной системы WC–TiC .

Показано, что при низкой $T_{ос}$ = 80…700^{0}С (это соответствует для осаждаемого материала (0,1…0,25$T_{пл}$)) во всем концентрационном интервале происходит формирование однофазного нанокристаллического структурного состояния с кубической кристаллической решеткой. При равновесных условиях получения такой тип решетки характерен для TiC составляющей, а в случае карбида вольфрама и (W,Ti)C твердого раствора с большим содержанием W это соответствует высокотемпературному метастабильному состоянию. Для этой температурной области характерен относительно малый размер нанокристаллитов и высокий уровень микродеформации. Причем добавление составляющей с сильной ковалентной связью (TiC) стимулирует увеличение среднего размера кристаллитов и понижение микродеформации. Макродеформированное состояние покрытия в этой температурной области определяется высокими сжимающими структурными макронапряжениями достигающими – 4.5 ГПа.

Высокая поверхностная диффузионная подвижность атомов при $T_{ос}$= 850…970^{0}С ((0,3…0,33)$T_{пл}$) в условиях облучения ионно-атомными потоками осаждаемого вещества приводит к преимущественной десорбции с поверхности роста легкой углеродной составляющей. Это сопровождается образованием фаз с недостатком по углероду. Образование таких фаз начинается с карбида вольфрама, имеющего наиболее низкую теплоту образования. В этой температурной области знак и величина макронапряжений в значительной степени определяется соотношением коэффициентов термического расширения покрытия и подложки.

Для полученных при относительно низкой температуре осаждения 80…300^{0}С покрытий наблюдается значительное увеличение твердости при температуре постконденсационного отжига 500…800^{0}С.

Подобное увеличение твердости можно связать с выявленной в работе неполной фазовой сегрегацией в покрытиях непосредственно после их получения. Отжиг стимулирует сегрегационные процессы, приводящие к формированию более стабильной модулированной структуры конденсата с периодически изменяющейся в объеме концентрацией составляющих твердый раствор атомов, что и является причиной увеличения твердости на 10…25%.

СТРУКТУРНЫЕ ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ

Соболь О.В.

Национальный технический университет «ХПИ», Харьков, Украина
sool@kpi.kharkov.ua

Современные научно-технические достижения свидетельствуют о все более очевидной необходимости изучения сильно неравновесных состояний в твердом теле, находясь в которых материал приобретает совершенно новые свойства. К таким состояниям приводит интенсивно развиваемый в последнее время метод получения материала ионным распылением. Далекие от равновесия условия получения конденсатов при ионном распылении позволяет создавать в них совершенно уникальные структурные состояния достигая при этом высоких функциональных свойств. Достижение таких свойств в значительной мере определяется возможностью получения при конденсации наноматериаллов с нанокристаллическим и/или нанокластерным состоянием структурных элементов.

Для получения высоких механических характеристик в таких материалах предложено использовать эффект термически-стимулированного расслоения твердого раствора по типу спинодального распада, сопровождающегося концентрационно-структурным упорядочением [1–5]. При этом в качестве базовых составляющих используются элементы с ограниченной растворимостью в твердорастворном состоянии квазибинарных и квазитринарных нитридных, карбидных или боридных систем. При превышении предела растворимости это обеспечивает формирование нанокомпозита имеющего малую диффузионную ширину границы раздела «связка - нанокристаллит» с выделившейся по границам нанозерен фазой, которая препятствует их росту и понижению функциональных свойств при повышенных температурах.

Следует отметить, что температура, при которой происходит упорядочение, является относительно низкой (в большинстве случаев менее 600^0C), что позволяет производить необходимую для этого термообработку покрытий, как в процессе, так и после их нанесения на большинство типов используемых в настоящее время конструкционных материалов. При этом твердость покрытий может быть получена близкой к условному порогу сверхтвердости - 40ГПа [6,7], а индекс пластичности (отношение твердости к модулю упругости), характеризующий прочность и износостойкость материала, достигает высоких значений 0,12-0,14.

1. А.П. Шпак, П.Г. Черемской, Ю.А. Куницкий, О.В. Соболь Кластерные и наноструктурные материалы т.3 – Киев: И.Д. Академпериодика, 2005 – 516 с.;
2. O.V. Sobol' Functional materials.- v.14, №3, 2007, p.356-361;
3. О.В. Соболь, ФТТ, т.49, №6, 2007, с.1104-1110;
4. О.В. Соболь Физическая инженерия поверхности, т. 6, № 3–4, 2008, с. 134-141;
5. Шпак А.П., Соболь О.В., Куницкая Л.Ю., Барабаш М.Ю., Куницкий Ю.А., Хоменко Л.Г, ЖТФ, т. 80, вып.8, 2010, с.75-79;
6. О.В. Соболь, С.Н. Дуб, О.Н. Григорьев, А.А. Подтележников, А.Н. Стеценко, Сверхтвердые материалы, т.157, №5, 2005, с.38-46;
7. A.D.Pogrebnjak, O.V.Sobol, V.M.Beresnev, P.V. Turbin, G.V.Kirik, N.A.Makhmudov, M.V. Il'yashenko, A.P.Shypylenko, M.V.Kaverin, Nanostructured Materials and Nanotechnology IV: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Vol. 31, No. 7, 2010, p. 127-138

ПАССИВНАЯ ПЕРЕМЕННАЯ В ЗАДАЧАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

Ершов В.И.

Российская академия естествознания. Москва, Россия
fish-silver@yandex.ru

Под методологией в технических и физико-математических дисциплинах понимается постановка и алгоритм решения задач. Рассматривается важный методологический вопрос, возникающий при решении сложной системы дифференциальных уравнений в частных производных для некоторых неизвестных функций $U(r,\theta)$, $V(r,\theta)$. Переменные r и θ называются независимыми переменными или аргументами искомых функций.

Пусть последнее и предпоследнее уравнения рассматриваемой системы дифференциальных уравнений в частных производных, не сводящейся к стандартной, имеют номера, соответственно (d) и (c).

При решении таких уравнений возникают произвольные функции Ф. При интегрировании некоторого дифференциального уравнения, например уравнения (c), по переменной θ произвольная функция обычно принимается в виде:

$$\Phi = F(r) \tag{1}$$

В этом случае переменная θ называется переменной интегрирования, а переменная r – постоянным параметром [1]. При определении функции $F(r)$ вполне возможен случай, когда, работая со сложным оператором, существующем в следующем дифференциальном уравнении. Например в уравнении (d), эту функцию получим как функцию двух переменных:

$$\Phi = F(r,\theta). \tag{2}$$

Если начнем проверять теперь решение уравнения (c), породившее произвольную функцию $F(r)$, подставляя туда выражение (2), то это решение не будет выполнено, поскольку не будет выполнено условие:

$$\partial F(r, \theta)/\partial\theta = 0. \tag{3}$$

Этот случай встречается при определении перемещений в задачах Фламана и Буссинеска, если все члены дифференциальных уравнений записывать в одной и той же системе отсчета для деформированного состояния.

Возникшие противоречия имеют чисто методологическую причину и могут быть разрешены, если внимательно наблюдать за изменением статуса переменных в процессе решения системы уравнений. Для этого совершенно необходимо переменные разного статуса обозначать разными буквами.

Если независимая переменная r стала выполнять роль постоянного параметра, то её целесообразно обозначить через ρ.

Для независимой переменной θ, выполняющей роль постоянного параметра, можно принять обозначение α.

Тогда вместо приведенных выражений будем иметь адекватные:

$$\Phi = F(\rho)\ , \tag{1a}$$

$$\Phi = F(r,\alpha). \tag{2a}$$

Если проверять теперь решение уравнения (c), подставляя туда выражение (2a), то переменная r сменит статус и следует вместо (2a) подставлять функцию:

$$\Phi = F(\rho,\alpha). \tag{4}$$

Тогда будем иметь:

$$\partial F(\rho,\alpha)/\partial\theta = 0. \tag{5}$$

При этом все уравнения рассматриваемой системы будут удовлетворены. Переменные ρ и α можно было бы назвать пассивными.

1. Г. Корн и Т. Корн. Справочник по математике для научных работников и инженеров // «Наука», ФМЛ, М. 1977. С 107

МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОГО ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Подольский А.В. [1], Табачникова Е.Д. [1], Бонарски Б. [2], Сетман Д. [2], Манглер К. [2], Шафлер Э. [2], Цехетбауер М. [2]

[1] *Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины г. Харьков, Украина;*
podolskiy@ilt.kharkov.ua
[2]*Physics of Nanostructured Materials, Faculty of Physics, University of Vienna Wien, Austria*

Методом кручения под давлением (КПД) получено несколько структурных состояний наноструктурного Zr при давлениях 2 и 4 ГПа. Часть образцов была затем подвергнута отжигу при температуре 575 К. С целью установить микроструктуру, фазовый состав и термостабильность наноструктурного циркония были использованы методы рентгеновской дифракции, трансмиссионной электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии. Было показано, что средний размер зерен после КПД составил 100-200 нм. КПД при 4 ГПа приводит к полному фазовому превращению из α-Zr в ω-Zr. Показано, что отжиг при 575 К приводит к обратному фазовому превращению.

Механические свойства наноструктурного Zr были изучены методами измерения микротвердости (при 300 К) и одноосного сжатия (при 300, 77 и 4.2 К). Величина предела текучести наноструктурного циркония, полученного КПД при 4 ГПа составляет1.3 ГПа при 300 К и 1.8 ГПа при 77 К, что в 2.5 раза превосходит предел текучести крупнозернистого циркония (размер зерен 10 мкм). Для остальных изученных наноструктурных сосотояний Zr, предел текучести в 1.5-2 раза выше, чем для крупнозернистого Zr. Пластичность наноструктурного α-Zr остается на достаточно хорошем уровне порядка 10 % пластической деформации, а после фазового превращения в ω-Zr уменьшается до 1-2%.

Текстура наноструктурного и крупнозернистого циркония была изучена как функция деформации (при одноосном сжатии) и температуры. Показано, что низкотемпературная пластическая деформации приводит к значительным изменениям текстуры крупнозернистого циркония, связанным с активностью двойникования. В наноструктурном цирконии, полученном КПД, изменения текстуры (и активность двойникования) выражены слабее.

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ $YbSb_2S_4$

Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С.

Институт Химических Проблем имени акад. М.Ф.Нагиева НАН Азербайджана, Баку, Азербайджан
chem.@science.az

Получение новых перспективных материалов, обладающих термоэлектрическими свойствами имеет большое значение. В этом аспекте изучение фазообразования в тройной системе Yb–Sb–S имеющие ценные физические характеристики, является актуальным.

В результате исследования тройной системы Yb–Sb–S в квазибинарной системе $YbSb–Sb_2S_3$ установлено образование соединения $YbSb_2S_4$, которое плавится инконгруэнтно при температуре 1173 К. Для исследования физико-химических свойств соединения $YbSb_2S_4$ были выращены монокристаллы методом ХТР. Были измерены электрофизические свойства: электропроводность, эффект Холла и термо-э.д.с. соединения $YbSb_2S_4$ в интервале температур 300-950 К. Электропроводность тройного соединения $YbSb_2S_4$ уменьшается с ростом температуры, начиная с комнатной до 590–620 К, т.е. в указанном интервале данное соединение ведет себя как металл. С увеличением температуры начинает проявляться термическое возбуждение носителей тока через запрещенную зону. Так как число термически возбужденных носителей заряда возрастает с температурой экспоненциально, собственные носители быстро становятся доминирующими и проводимость уменьшается с ростом температуры.

Ширина запрещенной зоны соединения $YbSb_2S_4$ равна 1,12 эВ. Аналогичное поведение наблюдается и в температурной зависимости эффекта Холла, т.е. коэффициент Холла сначала увеличивается, затем переходя через максимум, уменьшается, что связано со сложной зонной структурой. Исследование температурной зависимости термо- э.д.с. соединения $YbSb_2S_4$ показало, что коэффициент термо- э.д.с. от комнатной температуры до температуры перехода к собственной проводимости увеличивается, а в собственной области уменьшается. Температурные изменения коэффициента термо- э.д.с. хорошо согласуется с изменением коэффициента Холла и электропроводимости. По температурной зависимости теплопроводимости и коэффициента теплового расширения установлено, что для соединения $YbSb_2S_4$ существует корреляция между этими коэффициентами и установлено, что теплопроводимость ведет себя как T^{-1} т.е. основным механизмом является трехфонный процесс.

Физико-химические характеристики соединения $YbSb_2S_4$

Соединение	Плотность г/см^3	Микротвердость МПа	$\sigma\cdot10^2$ Ом$^{-1}\cdot$м$^{-1}$	$\alpha\cdot10^{-6}$ β/х	Ширина запрещенной зоны - ΔE эВ
$YbSb_2S_4$	5,62	2280	$4{,}9\cdot10^{-2}$	295	1,12

Ширина запрещенной зоны и другие электрофизические данные приведены в таблице, где добавлены также данные по пикнометрической плотности и микротвердости, которые хорошо коррелируют с данными ΔE.

ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЕ ДОБАВКИ В ТЕХНОЛОГИИ МОНОЛИТНОГО БЕТОНА

Гувалов А.А.

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

Монолитное домостроение является одним из наиболее интенсивно развивающихся направлений строительной индустрии. Высокие требования качества и надежности, предъявляемые к современным зданиям и сооружениям из монолитного бетона, требуют применения не только высокоэффективных технологий строительства, но, в первую очередь, технологичных бетонных смесей, высококачественных и надежных бетонов.

Перспективным направлением в технологии монолитного домостроения является применение минеральных добавок, горных пород полиминерального состава (вулканический пепель и цеолитсодержащие породы), которая оказывает значительное влияние на эффективность действия пластификаторов и суперпластификаторов. Немаловажным фактором при проектировании и назначении комплексных добавок является исследование влияния индивидуальных компонентов и модификаторов в целом на свойства бетонной смеси и бетона. Известно, что для снижения замедляющего влияния пластифицирующих добавок в составе комплексных смесей используются добавки, повышающие скорость твердения и прочность бетона. Одной из эффективных добавок является сульфат натрия (СН), широко применяемый в составе комплексных ускоряюще-пластифицирующих добавок. Однако для более полного представления о механизме действия добавки СН и целесообразности ее применения в составе комплексных смесей необходимы детальные исследования не только общего характера влияния ускорителя на кинетику твердения и прочность бетона, но и на состав продуктов гидратации и микроструктуру цементного камня. Рентгенофазовые исследования продуктов гидратации основного минерала цементного клинкера — трехкальциевого силиката, гидратированного с добавкой СН, показали, что в присутствии сульфата натрия происходит активация образования гидратной извести и тоберморитовых фаз.

Установлено, что при дозировке добавки полиарилсулфонсульфонфтного суперпластификатора САС, содержащий около 30% СН в количестве 2-3 % от массы цемента активация твердения происходит в комплексе с минеральными наполнителями. Однако в этом случае отмечается активация процессов образования твердых растворов CSH(I) и CSH(II), а также AFm- и AFt-фаз, которые при повышенном содержании добавки распадаются с выделением метастабильных фаз. Это отражается на кинетике твердении и прочности структуры. В этом случае система находится в неустойчивом, неравновесном и химически активном состоянии. В присутствии САС, происходит образование промежуточных неустойчивых структур, которые активируют (но, возможно, и тормозят) стадии превращения гидратов. Так, избыточное количество извести в цементной системе с добавкой СН приводит не только к активации образования гидросиликатов кальция, но и к стабилизации состояния эттрингита. При повышенном содержании добавок система находится в более неустойчивом состоянии, что в конечном итоге сказывается различным характером изменения прочности при равных условиях твердения.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ БЕТОНОВ С КОМПЛЕКСНЫМИ ДОБАВКАМИ

Гувалов А.А., Гамбаров Д.М., Аббасова С.И.

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

В развитии технологии бетона решающую роль сыграло модифицирование бетонов добавками модификаторами. С появлением суперпластификаторов и высокодисперсных кремнеземсодержащих материалов техногенного происхождения, прежде всего микрокремнезема, в технологии бетона произошел перелом. Значительный прогресс связан именно с совместным применением суперпластификатора и микрокремнезема. Оптимальное сочетание указанных добавок модификаторов, а при необходимости совмещение с ними в больших количествах других органических и минеральных материалов позволяет управлять реологическими свойствами бетонных смесей и модифицировать структуру цементного камня на микроуровне так, чтобы придать им свойства, обеспечивающие высокую эксплуатационную надежность конструкций.

Суперпластификаторы — это полиэлектролиты органического происхождения, основная функция которых заключается в диспергировании химической среды в гетерогенных системах. В качестве суперпластификатора использовано полиарилсульфонсульфонатный олигомер, полученный на основе полициклических ароматических углеводородов. Их вводят в бетонную смесь для регулирования технологических свойств смеси и получения "реопластичных" бетонных смесей с низким водоцементным отношением, обладающих высокой когезией и нерасслаиваемостью .

Для поддержания высокой текучести и предотвращения расслоения бетонные смеси должны обладать определенной вязкостью. Эту проблему можно решить использованием высокодисперсных минеральных добавок. Введение минеральных добавок, совместно с суперпластификатором дает меньшие потери подвижности бетонной смеси в течение двух часов, чем без минеральной добавки. Минеральные добавки, введенные в цементную систему в виде композиций (смесей), предпочтительнее в сравнении с каждой из них в отдельности. Их сочетание с суперпластификаторами при оптимизации гранулометрического состава заполнителей позволяет получить высокопрочные самоуплотняющиеся бетоны (более 70 МПа), при этом характеризующиеся достаточной вязкостью для предотвращения расслоения смеси и седиментации крупного заполнителя. При наличии агломерированного микрокремнезема целесообразным является получение органо-минерального модификатора путем совместного помола с другой минеральной добавкой (вулканический пепель и трас) в присутствии суперпластификатора — интенсификатора помола.

Таким образом, получение монолитных бетонов с высокими эксплуатационными характеристиками возможно при использовании в их составах комплексных органо-минеральных модификаторов, включающих несколько минеральных компонентов и эффективных суперпластификаторов, обеспечивающих синэнергетический эффект.

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Канель Г.И.

Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка, Россия
razsv@ficp.ac.ru

Хорошо известно, что высокоскоростное деформирование металлов и сплавов при ударно-волновом нагружении приводит к сильным изменениям их внутренней структуры [1]. Несмотря на достаточно большое количество исследований, посвященных этому вопросу, влияние высокоскоростного деформирования на прочностные характеристики материалов остается до конца не ясным.

В данной работе исследовано влияние амплитуды ударного сжатия на величину откольной прочности ряда металлов и сплавов в диапазоне давлений 10–80 ГПа. Образцы меди М1, латуни 75/25, нержавеющей стали 12Х18Н10Т, технически чистого никеля толщиной ~10 мм нагружались ударом алюминиевой пластины 2 мм толщиной, разогнанной до скоростей 660 м/с - 4600 м/с с помощью взрывных устройств [2]. Образцы никелида титана $Ti_{51.1}Ni_{48.9}$ и армко-железа толщиной ~2 мм исследовались при нагружении алюминиевым ударником 0.4 мм в том же диапазоне скоростей. Характер разрушения и количественные характеристики процесса разрушения определялись из анализа профилей скорости свободной поверхности, регистрируемых в экспериментах с помощью лазерного интерферометра VISAR [2].

Измерения откольной прочности показали, что для металлов, не претерпевающих в процессе нагружения фазовых превращений – меди, латуни, никеля, ее зависимость от интенсивности ударного сжатия имеет пороговый характер. Прочность растет с увеличением амплитуды до давлений 30–40 ГПа, а затем либо остается постоянной, либо снижается, что совпадает с ранее полученными данными [3]. Известно, что основным упрочняющим фактором для этих металлов является процесс двойникования [1]. Концентрация двойников в этих металлах возрастает при сжатии именно до этого уровня давлений. Затем этот процесс резко тормозится, что может быть связано с возрастающим влиянием роста температуры образца с увеличением интенсивности сжатия. Для нержавеющей стали рост прочности наблюдался во всем диапазоне давлений. Зависимости откольной прочности от давления в волне сжатия, полученные для железа и никелида титана, имеют более сложный характер, что, по-видимому, связано с дополнительным влиянием на процесс разрушения фазовых превращений в ударной волне. В этом случае невозможно разделить вклад влияния основных факторов – давления, температуры и фазовых превращений на величину разрушающих напряжений.

Сравнение с полученными данными результатов измерений откольной прочности этих же металлов, подверженных интенсивной пластической деформации (ИПД) [4], показало, что металлы, демонстрирующие сильное упрочнение при уменьшении размера зерна до субмикронных значений вследствие ИПД (медь, армко-железо), также подвержены значительному упрочнению при высоко-скоростном деформировании в ударной волне.

1. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. Ред. М.А.Мейерс, Л.Е.Мурр, М.: «Металлургия», 1984.
2. Г.И.Канель, С.В.Разоренов, А.В.Уткин, В.Е.Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. 1996. М., “Янус-К”. 402 стр.
3. Огородников В.А, Иванов А.Г., Тюнькин Е.С. и др. ФГВ, 1992, №1, С.94-98.
4. Г.В.Гаркушин, О.Н.Игнатова, Г.И.Канель, Л.Мейер, С.В.Разоренов. Механика твердого тела. 2010, №4, стр. 155-165.

ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ОТ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Мацевитый В.М., Вакуленко К.В., Казак И.Б.

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

В работах Ю.В. Мильмана [1], предложена методика определения характеристики пластичности методом твердости, или методом локального нагружения жестким индентором. В качестве характеристики пластичности предлагается использовать безразмерный параметр $\delta_н$, представляющий собой долю пластической деформации в общей упругопластической деформации под индентором. Измерение $\delta_н$ позволяет определять очень малые значения пластичности (микропластичность) даже тех материалов, которые обычно считаются хрупкими.

Описанный метод микромеханических испытаний позволяет установить связь пластичности твердого тела с его электронной структурой. Проведенный нами анализ данных по микропластичности, полученных в [1], показал, что все исследованные материалы разделяются на несколько групп. Интервал значений $\delta_н$ от 0,92 до 0,99 занимают металлы, которые имеют относительное удлинение при растяжении от 2% до 50%. Интервал значений от 0,161 до 0,82 занимают материалы, которые при растяжении разрушаются без макропластической деформации. В этом интервале можно выделить два подинтервала. Первый находится между значениями 0,454 и 0,82 и соответствует металлоподобным соединениям. Большинство из них являются боридами карбидами и нитридами *d*-переходных металлов, которые имеют металлическую компоненту межатомной связи. Второй подинтервал значений $\delta_н$ от 0,161 до 0,417 соответствует полупроводникам и диэлектрикам, то есть материалам, у которых в исходном состоянии вероятность наличия электронов проводимости приближается к нулю.

Пластичность материалов во многом определяется барьерами, которые должны преодолевать дислокации при своем движении. Величина такого энергетического барьера зависит от природы сил межатомной связи твердого тела, которая в свою очередь характеризуется статистическим весом атомов со стабильной конфигурацией и стабильностью валентных электронных конфигураций, а также концентрацией коллективизированных электронов. Чем выше число коллективизированных электронов и чем меньше стабильность валентных электронных конфигураций, тем будут меньше барьеры.

В качестве подтверждения этих рассуждений была получена линейная зависимость микропластичности $\delta_н$ от концентрации коллективизированных электронов n [2] в разных материалах, анализ которой позволяет выделить несколько областей: область металлов: $n = 10^{22} – 10^{23}$ см$^{-3}$; $\delta_н$ = 0,92 – 0,99; область полуметаллов, которая почти совпадает с областью соединений, имеющих металлическую проводимость: $n = 5\cdot10^{13} – 10^{20}$ см$^{-3}$; $\delta_н$ = 0,457 – 0,84; область полупроводников и диэлектриков: $n = 10^{8} – 10^{14}$см$^{-3}$; $\delta_н$ = 0,161 – 0,417.

Из проведенного рассмотрения вытекает, что с увеличением концентрации коллективизированных электронов в твердом теле растет его микропластичность, кроме того, уменьшение концентрации коллективизированных электронов в металлах от 10^{23} до 10^{22} приводит к снижению относительного удлинения от 50 % до 2–4 %.

1. Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя: зб. статей. – Київ: Наук. думка, 1998. – С. 637-656.
2. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. – М.: Наука,1978. – 792 с.

ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЕ ПОКРЫТИЕ (α-Ti + TiN)×5 ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ 20Х13 ОТ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ

Ляшок С.В.

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

Одной из основных причин существенного снижения долговечности ответственных узлов машин и механизмов является фреттинг-коррозия. Для уменьшения фреттинг-усталостных повреждений необходимо снижение интенсивности процессов схватывания неровностей на поверхностях контактирующих тел, то есть – уменьшение адгезии. Этого можно добиться, используя защитные вакуумно-плазменные покрытия из карбидов, нитридов и оксидов *d*-переходных металлов и *sp*-элементов, имеющие высокую износостойкость в условиях адгезионно-усталостного изнашивания и низкую адгезионную активность.

Было исследовано разработанное многослойное защитное вакуумно-плазменное покрытие (α-Ti+TiN)×5, состоящее из пяти чередующихся слоев α-Ti толщиной ~ 0,1 мкм и пяти слоев TiN толщиной ~ 1 мкм. Общая толщина полученного покрытия составила 4-5 мкм. Покрытие на образцы наносили по методу КИБ (конденсации с ионной бомбардировкой) на модернизированной установке «Булат-6».

Образцы из стали 20Х13 изготавливали из листового проката в нормализованном состоянии в виде пластин разных размеров. Твердость образцов после термообработки составила *HRC* 18-20.

Долговечность стали в условиях фреттинг-коррозии оценивали по времени до полного разрушения усталостных образцов консольным изгибом на специальном стенде. Образцы располагали таким образом, чтобы их поверхности с покрытиями контактировали друг с другом.

Влияние покрытия (α-Ti+TiN)×5 на фреттинг-усталость образцов из стали 20Х13

Вариант	Характеристика вариантов		Количество циклов до разрушения (млн.) при амплитуде изгибающего напряжения	
			Коэффициент повышения долговечности по сравнению с вариантом 1	
	Усталостный образец	Прижимающий образец	100 МПа	150 МПа
1	Сталь	Сталь	0,532/1	0,217/1
2	Сталь+ (α-Ti+TiN)×5	Сталь+ (α-Ti+TiN)×5	1,81/3,40	0,794/3,66

Исследования показали, что нанесение покрытия обеспечивает повышение долговечности стальных образцов в 3,40 и 3,66 раз при амплитудах изгибающего напряжения 100 МПа и 150 МПа соответственно.

Установлено, что исследуемое покрытие существенно снижает интенсивность изнашивания поверхностей контакта на начальной стадии процесса, когда неровности поверхностей контртел нагружаются силами адгезионного взаимодействия, что сопровождается постепенным выкрашиванием выступов и развитием трещин. Нанесение покрытия на образцы приводит к уменьшению адгезионного взаимодействия контактирующих поверхностей и снижению нагрузки, расшатывающей неровности, что способствует замедлению разрушения.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ С ДВУХСЛОЙНОЙ ОБОЛОЧКОЙ ИЗ ПОРИСТОГО АЛЮМОСИЛИКАТНОГО МАТЕРИАЛА И МЕТАЛЛА

Казанцев А.Г., Смольянин С.С.

НПО ЦНИИТМАШ, Москва, Россия
kazantsev_a_g@mail.ru

С использованием численного моделирования исследовано воздействие ударной взрывной волны на стенку металлического цилиндрического герметичного сосуда, имеющего внутреннюю защиту из пористого алюмосиликатного вспучивающегося материала.

Выполнен анализ влияния на напряженно-деформированное состояние (НДС) металлической оболочки величины заряда, плотности защитного материала и температуры окружающей среды.

Диаметр сосуда и длина его цилиндрической части составляли около 500мм, толщина стенки 8мм. Сосуд изготовлен из стали 09Г2С.

Заряд сферической формы располагался в центре сосуда.

Для описания стали 09Г2С использовалась модель упругопластического материала с кинематическим упрочнением. Учитывалась зависимость параметров упрочнения от скорости деформации.

Свойства взрывчатого вещества (тротил) описывались уравнением состояния Джонса-Уилкинса-Ли, позволяющим моделировать детонацию и определяющим соотношения между объемом, энергией и давлением продуктов детонации.

Для моделирования поведения пористого материала использовалась модель, учитывающая разрушение пор и уплотнение материала при сжатии.

Параметры уравнений состояния были получены на основе соответствующих экспериментов на растяжение (сталь 09Г2С) и сжатие (пористый материал защиты) с регистрацией диаграмм деформирования.

При построении объемной модели рассматриваемой конструкции для пористого материала, взывчатого вещества и воздуха был использован 8-ми узловой конечный элемент, учитывающий большие деформации и перемещения и поддерживающий Лагранжево-Эйлерову формулировку уравнений движения сплошной среды. Для металлического корпуса, в силу его малых деформаций, использовалась сетка Лагранжа.

Результаты расчета НДС, выполненные для зарядов массой до 1000г тротила показали, что в сосуде после подрыва возникают затухающие колебания. При применении защитного материала затухание происходит существенно быстрее, чем без защиты. Снижение температуры с +20 до -40°С сопровождается незначительным уменьшением прочности пористого материала и повышением прочностных свойств металла оболочки, в силу чего наблюдалось некоторое снижение пластических деформаций корпуса.

При увеличении плотности пористого материала возрастали его прочностные характеристики и уровень напряжений в оболочке снижался.

По данным расчета выполнена оценка эффективности применения защитного пористого материала для снижения взрывного воздействия.

МЕХАНИЗМ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СТАЛИ

Мойсейчик Е.А.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь
emoisseitchik@mail.ru

Экспериментально установлено[1,2,3], что при растяжении стальных образцов происходит изменение температуры деформируемых объемов материала. Такое изменение температуры образцов из различных марок стали протекает в соответствии со схемой рисунка 1. Этот процесс можно разделить на три стадии: на I-ой стадии при упругой работе металла происходит понижение его температуры примерно до градуса (при больших объемах деформируемого материала); для второй стадии характерно значительное повышение температуры (средняя температура рабочей зоны повышается на несколько десятков градусов); на последней стадии происходит резкий подъем температуры материала в окрестности излома и последующее его охлаждение. Такой ход изменения температуры деформируемых объемов материала предопределяется изменением в процессе нагружения материала его дислокационной структуры, химического состава в деформируемых зонах, микро- и макростроения. При увеличении нагрузки на образец идет рост плотности дислокаций в материале, смена механизма и величины деформационного упрочнения. Выделение тепла происходит неравномерно по объему материала. Наиболее разогретыми (источниками тепла) являются зоны скольжения в материале, для которых характерно появление полос Чернова-Людерса. На таких участках активизируются химические процессы в структурных составляющих и на их границах. Так как скорость распространения тепла деформирования превышает скорость развития пластических деформаций по сечению, то еще до появления на поверхности образца полос Чернова-Людерса термограф зафиксирует повышение температуры поверхности. При этом процесс протекания пластического деформирования является не одновременным актом. В докладе приводятся термограммы и термофильмы процесса деформирования растянутых стальных элементов с поперечным сечением различной формы.

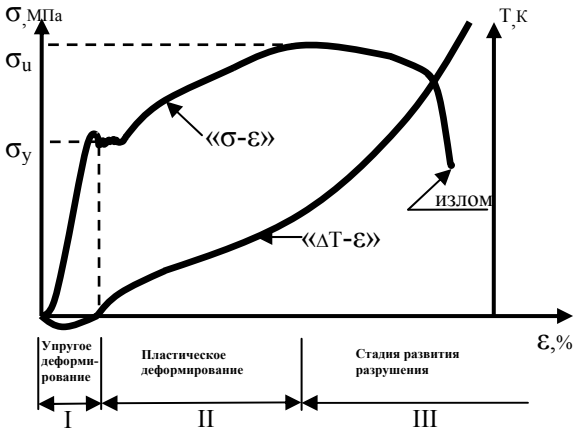


Рис. 1

1. Maugin. G.A. The thermomechanics of plasticity and fracture.-Cambridge: Cambridge University press.-1992.-350p.
2. Мойсейчик, Е.А.Исследование предельного состояния растянутых образцов из арматуры класса S500 с конструктивно-технологическими дефектами методами термографии / Е.А.Мойсейчик // Проблемы современного бетона и железобетона. Часть 1. Бетонные и железобетонные конструкции – Минск: Минсктиппроект, 2009. – С.293-305.

ТЕРМОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ, ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Драгун В.Л., Стетюкевич Н.И.,Шевцов В.Ф.

ГНУ «Институт тепло- и массообмена им.В.В.Лыкова» НАН Беларуси, г.Минск
Мойсейчик Е.А. УО «Белорусский национальный технический университет», г.Минск

Рассмотрим в некоторый момент времени t материальный объем W, ограниченный поверхностью Σ. Для элементарного объема dW можно определить внутреннюю энергию dE и энтропию dS с использованием понятий удельной внутренней энергии e и удельной энтропии s, отнесенных к единице массы плотностью ρ. Тогда имеем $dE= e\,\rho\,dW$, $dS =s\,\rho\,dW$. Из допущения об аддитивности внутренней энергии и энтропии имеем:

$$E = \iiint\limits_W e\,\rho\,dW,\ S = \iiint\limits_W s\,\rho\,dW. \qquad (1)$$

Закон сохранения энергии для деформируемого объема W можно записать в виде

$$\frac{dK}{dt}+\frac{dF}{dt}=\frac{\delta A}{dt}+\frac{\delta Q}{dt}, \qquad (2)$$

или в локальной форме

$$\rho\frac{de}{dt}=\sigma_{ik}\xi_{ik}-\frac{\partial q_i}{\partial x_i}+\rho z. \qquad (3)$$

Представляя тензор скоростей T_ξ в виде суммы $T_\xi = T_\xi^e + T_\zeta^p$, запишем (3) в виде

$$\rho\frac{de}{dt}=\sigma_{ik}\xi_{ik}^e+\sigma_{ik}\xi_{ik}^p-\frac{\partial q_i}{\partial x_i}+\rho z. \qquad (4)$$

Диссипативная функция $\sigma_{ik}\xi_{ik}^p$ представляет собой скорость рассеяния энергии внутренними напряжениями в единице объема и предопределяет нагрев материалов при деформировании. Для большинства реальных ситуаций выполняется соотношение

$$\sigma_{ik}\xi_{ik}^p \geq \sigma_{ik}\xi_{ik}^e. \qquad (5)$$

Выделенная в процессе пластической деформации (в полосах сдвига) теплота распределяется в прилегающем объеме материала и частично передается окружающей среде. Распределение температуры в произвольной точке деформируемого объема материала в любой момент времени τ можно определить из уравнения распространения тепла в вещественной среде, в частности при отсутствии движения тела, постоянных физических характеристиках материала (λ-коэффициент теплопроводности; c-удельная теплоемкость; γ-плотность),- по дифференциальному уравнению (6):

$$\lambda\left(\frac{\partial T^2(x,y,z,\tau)}{\partial x^2}+\frac{\partial T^2(x,y,z,\tau)}{\partial y^2}+\frac{\partial T^2(x,y,z,\tau)}{\partial z^2}\right)+q_v = c\,\gamma\,\frac{\partial T}{\partial \tau}, \qquad (6)$$

где q_v – мощность деформационного источника тепла. Решение уравнения (6) для конкретного образца и при известных термограммах позволяет определить и мощность деформационного источника тепла.

Изложенное показывает, что по данным термографии поверхности деформируемых элементов, изделий можно проследить процесс зарождения и развития разрушения в них, а также - изменение в процессе деформирования механических характеристик материала и наступление предельного состояния исследуемого изделия.

В докладе приводятся термофильмы процессов деформирования стальных элементов и сварных изделий с поперечным сечением различной формы в упругой, упругопластической стадиях, в процессе зарождения и развития разрушения.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕЗАНИЯ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТВЕТСТВЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОГЕНЕРАЦИОННЫХ МАШИН

Белявский М.Л., Белявский Л.А.

Дочерняя компания «Укртрансгаз», г. Киев, Украина,
belmaxis@rambler.ru

Долговечность агрегатов и механизмов машин общего машиностроения регламентируется надежностью ответственных узлов. Трудоспособность ответственных узлов обусловлена износостойкостью их материала и способностью противостоять эксплуатационным нагрузкам и влиянию окружающей среды.

Особенно важно обеспечить необходимые эксплуатационные свойства поверхностей ответственных узлов и деталей машин, энергетического сектора промышленности, например машин предназначенных для генерации тепловой и электрической энергии. Учитывая рост интереса современных предприятий к энергосберегающим технологиям и машин для их реализации возникает актуальная задача по разработке нового или усовершенствования уже существующего технологического процесса обеспечения необходимых эксплуатационных свойств на стадии изготовления или ремонта ответственных узлов машин предназначенных для генерации тепловой и электрической энергии, например когенерационных машин. На сегодняшний день долговечность ответственных узлов энергогенерирующих машин обеспечивается использованием технологических операций финишного упрочнения методами поверхностного пластического деформирования отдельным специальным инструментом, что приводит к увеличению трудозатрат на исполнения технологического процесса. С учетом вышеизложенного, цель настоящей работы заключается в разработке условий обеспечения качества обработанной поверхности с максимальной продуктивностью труда. В работе авторами предлагается решить вышеупомянутую задачу путем реализации технологии резания с предварительным пластическим деформированием. Теоертико – экспериментальными исследованиями было установлено, что резания с предварительным пластическим деформированиям позволяет повысить эффективность обработки в сравнении с традиционной в зависимости от группы материалов и метода предварительного пластического деформирования, максимально до 265%, за счёт снижения силы и температуры резания, повышении стойкости комбинированного режущего инструмента, уменьшения машинного времени. В работе обосновано, что снижение термосиловых процессов в зоне резания приведет к улучшению качества обработанной поверхности и соответственно к технологическому обеспечению необходимых эксплуатационных свойств поверхности. Также были определены основные направлений развития такой технологии. Например, для обработки плоских поверхностей прогрессивным направлением развития технологии комбинированного торцевого фрезерование - одновременная обработка двух, трех поверхностей. С учётом максимума ожидаемой эффективности и минимуму затрат на подготовку технологического процесса целесообразно в качестве способа предварительного пластического деформирования принять метод обкатки роликом. Разработаные инструменты могут быть использованы при обработке стальных, чугунных и титановых заготовок.

В дальнейших исследованиях планируется провести экспериментальные исследования с целью подтверждения разработанных теоретических положений.

О ПРИЧИНАХ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ПОСЛЕ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ

Дьяченко С.С.

Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет,
г. Харьков, Украина,
ss_djachenko@mail.ru

В наших работах ранее было показано, что бомбардировка поверхности стальных изделий низкоэнергетическими ионами Ti (1–3 кэВ) очень существенно повышает показатели прочности, не снижая пластичности. Такая обработка увеличивает $\sigma_в$ образцов без концентраторов напряжений на 17 %, $\sigma_{0,2}$ на 34 % при сохранении и даже некотором росте пластичности. Для изделий с концентраторами напряжений эффект еще больше: $\sigma_в$ увеличивается на 69 %, $\sigma_{0,2}$ на 84 %. Такого улучшения механических характеристик не удается достичь ни одним из известных способов упрочнения.

Исследования проводили непосредственно на разрывных образцах диаметром 5 и 10 мм. Испытывали шлифованные и полированные образцы без ионной бомбардировки (ИБ) и после нее. Анализировали размер областей когерентного рассеяния, плотность дислокаций, микро- и макронапряжения, шероховатость поверхности, микро- и нанотвердость. Исследовали также распределение ионов Ti по глубине после ИБ.

Было установлено, что полирование, по сравнению со шлифованием, снижает *Ra* с 0,49 до 0,12 мкм, при этом $\sigma_в$ увеличивается на 9 %, а $\sigma_{0,2}$ на 22 %. После ИБ шероховатость полированных и шлифованных образцов становится одинаковой – 0,17 мкм, т.е. ухудшается по сравнению с полированием, и, несмотря на это, показатели прочности растут. При этом характеристики тонкой структуры после полирования и ИБ изменяются примерно одинаково. Из этих экспериментов следует, что поверхностные дефекты является важным фактором, и их удаление, например, полированием, может привести к заметному росту прочности. Но это не объясняет уникальных свойств, достигаемых после ИБ.

Эксперименты также показали, что ионы Ti при ИБ проникают на глубину не более 1–1,5 мкм, а твердость в сердцевине образцов не изменяется, т.е. отсутствует глубинное упрочнение.

Измерением нанотвердости было установлено, что ИБ приводит к формированию на поверхности изделий нанокристаллического слоя толщиной ~ 50 нм, и, по нашему мнению, именно он обеспечивает высокую конструктивную прочность изделий.

Полученный результат аналогичен известному эффекту А.Ф. Иоффе. При ИБ также происходит залечивание поверхностных дефектов, что повышает $\sigma_{0,2}$ ~ на 20 %. Кроме того, в процессе ИБ на поверхности формируется наноструктура. Можно предположить, что в этом тонком слое пластическая деформация осуществляется недислокационным механизмом с зернограничным проскальзыванием нанозерен. Это предотвращает образование концентраторов напряжений и исключает охрупчивание, несмотря на очень значительное упрочнение. Таким образом, поверхностное наноструктурирование ионной бомбардировкой является простым и универсальным способом повышения конструктивной прочности изделий.

Метод опробован на шатунных болтах из стали 40ХН для двигателя ЗМЗ-406. По сравнению с серийной обработкой $\sigma_в$ повысилось с 574 до 970 МПа, $\sigma_{0,2}$ – с 443 до 815 МПа.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОМОЩИ МОДЕЛИ НАСЛЕДСТВЕННОГО ТИПА

Павлов А.П., Павлова Э.М.

Учреждение Российской академии наук
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
alpavlov@mail.ru

В настоящее время практически все вопросы, посвященные анализу процессов деформирования и разрушения геосинтетических материалов, рассматриваются с точки зрения подходов, используемых для однородных структур (типа полимеров). Наиболее важными из анализируемых проблем являются ползучесть и длительная прочность. Это связано с тем, что геосинтетические материалы используются обычно для усиления грунтов и подвержены воздействию длительных постоянных нагрузок. В связи с этим возникает необходимость в расчете удлинения за данный промежуток времени, а также уровня безопасности работы материала, не приводящего к разрушению.

В работе используется модель наследственного типа, которая позволяет анализировать как процесс обратимой ползучести геосинтетического материала, так и процесс накопления повреждений, могущий привести к разрушению в зависимости от уровня приложенной нагрузки и температуры. В качестве определяющего выбрано нелинейное уравнение Работнова:

$$\varphi(\varepsilon) = \sigma + \int_0^t K(t-\tau)\sigma(\tau)\,d\tau$$

Критерий прочности выводится из определяющего уравнения и содержит те же параметры ядра. Он устанавливает зависимость между приложенной нагрузкой и временем нагружения, давая возможность оценить уровень безопасной нагрузки при данном времени нагружения. Определяющее уравнение дает возможность также оценить величину деформации при разрушении. Ограничения по деформациям являются одним из основных требований, предъявляемых к выбираемому геосинтетическому материалу.

В качестве ядра определяющего уравнения выбирается ядро Слонимского, обладающее слабой сингулярностью при малых временах и свойствами экспоненты на бесконечности:

$$K(t-\tau) = \frac{\gamma\lambda\alpha e^{-\gamma(t-\tau)^{\alpha}}}{(t-\tau)^{1-\alpha}} \qquad 0 < \alpha < 1,\ 0 < \gamma,\ 0 < \lambda.$$

Выбранное определяющее уравнение должно быть способным предсказать ползучесть и долговечность материала при весьма длительных временах нагружения порядка 100 лет (около 10^6 часов). Вполне очевидно, что невозможно провести эксперименты при столь длительных временах. Поэтому главная проблема - это определение параметров модели по краткосрочным экспериментам («кратковременная ползучесть» – 1÷6 час или так называемая «длительная ползучесть» – порядка 1000 час или 10^3 час).

К тому же при расчетах необходимо учитывать то, что геосинтетические слои, армирующие дорожное покрытие, подвергаются температурным воздействиям. В работе было рассмотрено влияние температуры на полиэфирную георешетку и определены параметры уравнения при различных температурах (20, 40 и 60°C).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Павлов А.П., Павлова Э.М., Мельшанов А.Ф.

Учреждение Российской академии наук
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
alpavlov@mail.ru

Геосинтетическими называются материалы, в которых как минимум одна из составных частей изготовлена из синтетических или натуральных полимеров в виде плоских форм, ленточных или трехмерных структур, которые используются в геотехнике или применяются в других областях строительства в контакте с грунтом и/или другими строительными материалами. Геосинтетики активно применяются в дорожном и жилищном строительстве, в строительстве туннелей, газо- и нефтепроводов, гидротехнических сооружений, накопителей и полигонов по захоронению бытовых и промышленных отходов и многих других областях строительства.

Основной эффект от применения геосинтетических материалов связан со значительным повышением надёжности и долговечности строительных конструкций. Геосинтетические материалы сочетают в себе высокие физико-механические характеристики (высокая прочность при динамических нагрузках, эластичность) и отличные гидравлические и химические свойства.

Основными причинами неширокого применения геосинтетиков в России являются нехватка опытных данных, связанных с влиянием сложных климатических факторов в российских регионах на поведение этих материалов и отсутствие установок, позволяющих осуществлять эксперименты на ползучесть и длительную прочность образцов больших размеров. Вообще геосинтетические материалы представляют собой ткани либо решетки определенной структуры. Экспериментальные трудности исследования их поведения достаточно велики, малейший перекос либо выползание материала из захватов приводит к недостаточно точным оценкам. В результате может наблюдаться большой разброс данных.

На примере полипропиленовой георешетки "Tensar" разработана методика проведения испытаний образцов георешеток на растяжение с различными скоростями. Спроектированы специальные плоские захваты для испытаний образцов геосинтетики на растяжение и ползучесть.

Материал испытанной полипропиленовой георешетки "Tensar" проявляет вязкоупругие свойства, т.е. при понижении скорости растяжения деформации увеличиваются, а прочность уменьшается.

При испытаниях образцов георешеток имеет место размерный эффект. С увеличением ширины образца количество дефектов растет, а прочность уменьшается, что соответствует результатам испытаний однонаправленных композитов.

ДЛИТЕЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Павлов А.П., Павлова Э.М.

Учреждение Российской академии наук
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
alpavlov@mail.ru

Геосинтетические материалы – это материалы, которые в соответствии с их названием используются для армирования грунтов. Основная задача при их исследовании состоит в прогнозировании прочности на весьма длительные времена нагружения (порядка 100 лет или 10^6 часов).

В настоящей работе показана возможность прогнозирования длительной прочности на большие времена нагружения (до 100 лет) при помощи модели наследственного типа. В качестве определяющего выбрано уравнение

$$\varphi(\varepsilon) = \sigma + \int_0^t K(t-\tau)\sigma(\tau)\,d\tau \qquad (1)$$

где $K(t-\tau) = \dfrac{\gamma\lambda\alpha e^{-\gamma(t-\tau)^{\alpha}}}{(t-\tau)^{1-\alpha}}$, $0 < \alpha < 1,\ 0 < \gamma,\ 0 < \lambda$

Уравнение (1) достаточно хорошо описывает ползучесть, в частности, при больших временах нагружения. Из (1) в соответствии с [1,2] может быть принят следующий критерий длительного разрушения

$$\sigma_0^* = \sigma + \int_0^t M(t-\tau)\sigma(\tau)\,d\tau\ , \qquad (2)$$

где ядро $M(t-\tau)$ отличается от $K(t-\tau)$ только лишь множителем

$$M(t-\tau) = \frac{\gamma m\alpha e^{-\gamma(t-\tau)^{\alpha}}}{(t-\tau)^{1-\alpha}}\ . \qquad (3)$$

Чтобы подтвердить возможность использования уравнения (2) были выбраны эксперименты [3], осуществленные на полиэтиленовой георешетке в течение 12 лет (10^5 час). Статическая прочность решетки составляет 81 кН/м. Параметры уравнений (1) и (2) определялись по экспериментальным данным в пределах первых 10 часов нагружения. Было получено: $\alpha = 0{,}164$; $\gamma = 0{,}29$ час$^{-(1-\alpha)}$, $\lambda = 4{,}17$. Параметры критерия длительного разрушения рассчитывались по первым двум точкам, соответствующим разрушению при $\sigma = 47$ кН/м ($t \approx 20$ час) и $\sigma = 39$ кН/м ($t \approx 400$ час): $m = 2{,}43$, $\sigma_0^* = 90$ кН/м. Далее рассчитывалась вся кривая длительной прочности. Рассчитанные значения критических уровней нагрузок для времен в 10^4 и 10^5 часов лежат чуть-чуть ниже экспериментальных, что идет в запас прочности материала. Если техническим заданием требуется рассчитать прочность при 100 лет работы (10^6 час), то выражение (2) дает значение $\sigma_{пр}$ =27,4 кН/м (или 33% от предельной прочности в 81 кН/м). Это значение практически совпадает с аппроксимацией, приведенной в [3].

1. Суворова Ю.В. О критерии прочности, основанном на накоплении поврежденности и его приложение к композитам. МТТ. 1979. №4. С.107-111.
2. Суворова Ю.В., Викторова И.В., Машинская Г.П. Длительное разрушение неупругих композитов. МКМ. 1979. №5. С.794-798.
3. Greenwood J.H., Kempton G.T., Watts G.R.A., Bush D.J. Twelve Year Creep Tests on Geosynthetic Reinforcements. Second European Geosynthetic Conference. 2000 Bolonia. P.333-337.

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ОКСИДА И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО БЕРИЛЛИЯ

Николаенко А.А., Тузов Ю.В*.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАНУ
**ОАО ВНИИНМ им. А.А. Бочвара, Москва, Россия,*
tuzov@bochvar.ru

Зернограничные включения оксида и интерметаллидов затрудняют зернограничное проскальзывание, являющееся одним из основных механизмов релаксации остаточных термических микронапряжений (ОТМ) в порошковом бериллии, что, в свою очередь, приводит к росту прочности, поскольку между ОТМ и прочностью существует линейная зависимость [1]

В работе изучен механизм формирования зернограничных включений оксида в процессе компактирования бериллиевых порошков. Использованы как собственные экспериментальные данные, так и некоторые опубликованные результаты зарубежных исследований[2]. Показано, что процесс коагуляции оксидной плёнки, покрывающей порошины, зависит от кристаллографической ориентации поверхности, количества легкоплавких примесей (Mg, Al, Si), образующих с бериллием эвтектику, и температуры компактирования. Кроме того, коагуляция происходит в основном на свободных поверхностях и прекращается после «смыкания» поверхностей порошин в процессе компактирования. Такие особенности механизма формирования включений оксида не дают возможности добиться их равномерного распределения по границам зёрен, и поэтому в случае бериллия речь может идти лишь о некотором весьма усреднённом значении, определяемом металлографически путём анализа большого количества единичных измерений.

Поскольку коэффициенты термического расширения оксида и интерметаллидов меньше, чем у бериллия, то зернограничные включения оказывают «распирающее» действие на границу после остывания от температуры компактирования, что должно приводить к снижению прочности и пластичности. С другой стороны, препятствуя релаксации ОТМ, включения должны приводить к росту прочности, т.е. наблюдаются два конкурирующих процесса. В работе сделан расчёт оптимального размера включений для некоторых типичных размеров зерна и содержаний оксида. Показано, что чем меньше размер зерна (или чем мельче порошки) и содержание оксида, тем уже допустимый интервал размеров включений. Полученные результаты заставили усомниться в применимости уравнения Петча-Стро к порошковому бериллию. Экспериментально было показано, что при одинаковых размере зерна, химическом составе и составом твёрдого раствора прочность зависит от размера зернограничных включений оксида и может изменяться в широких пределах.

В целом такой подход к проблеме прочности и пластичности порошкового бериллия позволяет дать непротиворечивое объяснение целой совокупности ранее не вполне понятных экспериментальных фактов и наблюдений, а также предсказать новые явления, свойственные бериллию.

1. Ю.В. Тузов, А.М. Хомутов. Механизмы релаксации остаточных термических микронапряжений в бериллии. Цветные металлы, 2009, №12, с. 79-82.
2. D.Webster. The effect of low melting phases on the elevated temperature microstructural stability of hot pressed beryllium. Met. Trans. 6A, 803-808, 1975.

ИЗМЕРЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ИСТИРАНИИ АДСОРБЕНТОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ АДСОРБЕРОВ ТИПА АУ-1500 СИСТЕМ ВЕНТИЛЯЦИИ АЭС

Колобродов В.Г., Соколенко В.И, Винокуров Э.И., ГригороваТ.К, Сибилева Р.М., Хажмурадов М.А.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт» Харьков, Украина
e.vinokurov@kipt.kharkov.ua

Степень механического истирания (П) углеродных материалов является важным параметром при выборе адсорбента для заполнения фильтров системы вентиляции воздуха АЭС. При достаточно больших потоках вентилируемого воздуха режим течения воздуха через адсорбер турбулентный, что может приводить к значительному разрушению гранул углеродных адсорбентов вследствие взаимного трения.

В настоящее время основным адсорбентом, используемым в адсорберах типа АУ-1500 в вентиляционных системах АЭС, является уголь СКТ-3 производства России. При эксплуатации адсорберов установлено существенное снижение аэродинамического сопротивления, обусловленное разрушением гранул в потоке воздуха. В связи с этим актуальным является поиск и выбор новых адсорбентов, механические свойства которых обеспечат продление ресурса работы фильтров.

Задачи настоящей работы предусматривали определение величины механического истирания для ряда новых углеродных адсорбентов производства Украины (Д8, ЭЛ-2, ЭЛ-3, ЭЛ-4, ЭЛ-5), России (СКТ-3, СКТ-3И) и Германии (D43/4Extra, D45/1K, C40/J Extra), а также зависимости истирания от их фракционного состава и заполнения адсорбционного пространства адсорбатом.

Определение прочности проводилось путем измерения истирания угля по методу МИС-60-8 (ГОСТ 2789-59). Значения прочности на истирание определялись для разного фракционного состава в интервале размера гранул 1,0…4,0мм. Следует отметить, что в таком интервале размеров гранул адсорбентов значение прочности менялось от 45 до 98 %.

Для угля СКТ-3И было изучено влияние влаги на величину прочности на истирание. Испытуемые образцы были обезвожены путем отжига в муфельной печи при температуре 105…110°С в течение 1 ч. Были испытаны образцы как в обезвоженном состоянии, так и после различного заполнения адсорбционного пространства атмосферной влагой. Степень насыщения атмосферной влагой определялась на воздухе при комнатной температуре весовым методом. Величина заполнения пористого пространства активного угля СКТ-3И парами воды менялась от 0 до 4 вес. %. Установлено, что максимальная степень насыщения парами воды приводит к понижению механической прочности на истирание на 7 %.

В результате проведенных исследований определены адсорбенты, обладающие наиболее высокими значениями прочности для эксплуатации их в угольных фильтрах АЭС. Ими являются: АУ (П = 91,3%), C40/J Extra (П = 88%), СКТ-3И (П = 77%). Дальнейшие исследования адсорбционных характеристик этих материалов позволят конкретизировать практический выбор углеродных материалов для адсорберов типа АУ-1500.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Пудов В.И., Соболев А.С., Драгошанский Ю.Н.

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

Рассматривается возможность модифицирования структурного состояния изделий из инструментальной стали Р6М5К5, которые прошли полный цикл стандартной термообработки, путём термомагнитного воздействия [1, 2].

Исследования проводились в диапазоне температур, которые не превышали температуру Кюри, для данного вида стали и обеспечивали протекание развитых диффузионных процессов и исключали обезуглероживание образцов при их выдержке в условиях постоянной температуры.

В качестве образцов использовали метчики М5 и М10. Были определены эффективные режимы их обработки, при воздействии постоянного магнитного поля напряженностью Н~65–70 кА/м, определяемые параметрами: t_s = 540–560°С, τ_s = 0,25–4,0 ч и в производственных условиях получено повышение износостойкости метчиков в 2,2 – 2,8 раза (табл.1).

Таблица 1. Зависимость изменения износостойкости (в условных единицах) метчиков М8 из стали Р6М5К5 от режимов их обработки в присутствии постоянного магнитного поля *Н*~70 кА/м.

Температура выдержки °С	Вид обработки	Время выдержки $\tau_в$, ч.				
		0,25	0,5	1	2	4
500	ТМО	1,5	1,9	1,8	1,6	1,3
560*	ТМО	2,1	2,8*	2,5	2,3	1,5
700	ТМО	1,3	1,2	0,8	–	–
560**	ТО	–	1,1**	–	–	–

*– оптимальный режим обработки образцов;
**– контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля.

На наш взгляд, механизм повышение износостойкости данных изделий связан со следующими процессами: диффузионным перераспределением термодинамически активного углерода и примесей замещения в направлении приложенного магнитного поля; выделением из мартенсита и остаточного аустенита мелкодисперсных вторичных карбидов, которые, преимущественно располагаются по границам зерен и снижают активность дислокаций, препятствуя их перемещению; появлением двух видов мартенсита.

Таким образом, полученные результаты открывают перспективу существенного модифицирования физико-механических свойств изделий, из инструментальной стали Р6М5К5, что имеет непосредственное практическое значение.

Работа частично поддержана проектом Президиума РАН №09-П-2-10035, РФФИ №11-02-00931 и интеграционным УрО РАН №09-И2-2002.

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990.– 328с.
2. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н.. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256с.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ АМОРФНОГО МАГНИТОМЯГКОГО СПЛАВА $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.,Соболев А.С.

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

О возможностях улучшения магнитных свойств магнитомягких материалов и сплавов, при термомагнитной обработке (ТМО), посвящено немало публикаций [1]. Однако при механическом изготовлении изделий из магнитомягких материалов, их первично заложенные магнитных свойств существенно снижаются.

В представленной работе рассматриваются возможности улучшения магнитных свойств уже изготовленных изделий, материал которых, первично был подвергнут стандартному циклу термической обработки и отпуску.

В качестве образца использовали изделия, изготовленные в виде кольцевых трансформаторных сердечников ($d_{ср}$ = 26мм) из аморфного сплава $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$ (T_c=160 °C, δ =0,025 мм, ширина ленты 15мм).

Изделия обрабатывались в поперечном магнитном поле напряженностью от 103 до 104 А/м при $t°$ от 100 до 200° С. Общим в режимах обработки был нагрев от комнатной температуры со скоростью ~10°С/мин до соответствующей температуры $t_н < T_c$, выдержка при достигнутой температуре в течение определенного времени в условиях приложенного магнитного поля и последующее охлаждение со скоростью ~3°С/мин до комнатной температуры. Температура нагрева и время выдержки изделий в постоянном магнитном поле составили для образцов до 125°С и до 20мин. Определение магнитной проницаемость μмах, коэрцитивной силы H_c, удельных магнитных потерь P_s до и после ТМО осуществляли обработкой данных петель гистерезиса, снятых на f = 50 Гц при максимальной амплитуде магнитной индукции B_m 0,2; 0,1; 0,05; 0,02 и 0,01 Тл.

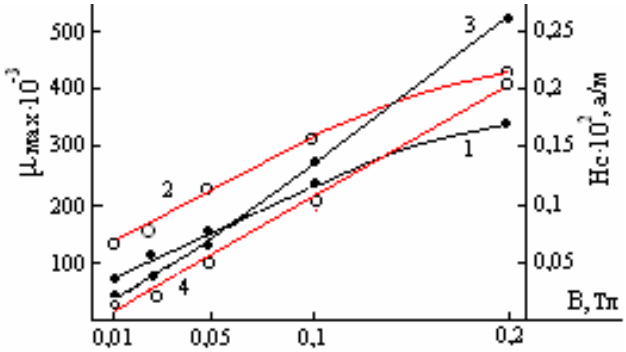


Рис. Зависимость $\mu_{мах}$, H_c образцов от магнитной индукции B_m при H = 65кА/м, время выдержки – 10мин: 1, 2 – $\mu_{мах}$ • до ТМО, ° после ТМО; 3, 4 – H_c • до ТМО, ° после ТМО

Снятие петель гистерезиса и обработку опытных данных производили на установке высшей точности УВТ-82-А-93, занесенной в Госреестр РФ. Погрешность определения магнитных характеристик не превышала 5 %.

Установлено, что в зависимости от различных режимов ТМО при B_m от 0,2 Тл до 0,01 Тл, можно снизить магнитные потери Руд. в 1,2–1,9 раза, уменьшить коэрцитивную силу H_c в 1,4–2 раза и увеличить в 1,5–2 раза магнитную проницаемость. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий

Работа частично поддержана проектом Президиума РАН №09-П-2-10035, РФФИ №11-02-00931 и интеграционным УрО РАН №09-И2-2002.

1. Зусман А.И., Арцишевский М.А. Термомагнитная обработка железоникелевых сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 93 с.

ВЛИЯНИЕ СТОРОННЕГО ТОКА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КОЛЬЦЕВЫХ ПЛАСТИН ПЕРЕМЕННОЙ ЖЕСТКОСТИ

Нарольский М.В.

КНУ им. Тараса Шевченко, Киев, Украина,
jaw4uk@ukr.net

Рассматривается задача о деформированном состоянии гибкой алюминиевой кольцевой пластины с внутренним радиусом r_0 и внешним r_1, толщина которой меняется в двух координатных направлениях по закону $h = h_0\left(1+\alpha\cos\theta\right)\left(1-\frac{2}{3}\frac{r}{r_1}\right)$, под действием нормальной нагрузки $P_\gamma = P_0 \sin\omega t$, в поперечном магнитном поле $H_{\gamma 0}$. Также к пластине подводится сторонний ток $J_{(r,\theta)CT} = J_0 \sin\omega t$.

Контуры пластины удовлетворяют следующим граничным условиям: $u = v = 0$, $\hat{Q}_r = 0$, $M_r = 0$, $B_\gamma = B_{\gamma 0}\sin\omega t$ при $r = r_0$; и $u = v = w = 0$, $M_r = 0$, $B_\gamma = 0$ при $r = r_1$.

Параметры пластины и материала выбираем следующие: $h_0 = 1\cdot 10^{-3}$ м, r_0 = 0,49 м, r_1 = 0,86 м, $E = 7{,}1\cdot 10^{10}$ Н/м^2, $\nu = 0{,}34$, $\sigma = 3{,}63\cdot 10^7\left(\text{Ом}\times\text{м}\right)^{-1}$, $\mu = 1{,}256\cdot 10^{-6}$ Гн/м, $\omega = 314{,}16\,\text{с}^{-1}$, $\rho = 2670$ кг/м^3, $t = 0.01$ с, P_0 = 200 Н/м^2, $B_{\gamma 0} = 0{,}1$ Тл.

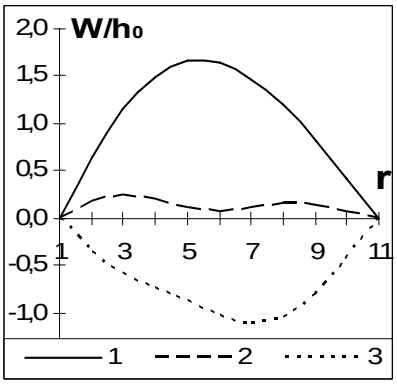


Рис. 1

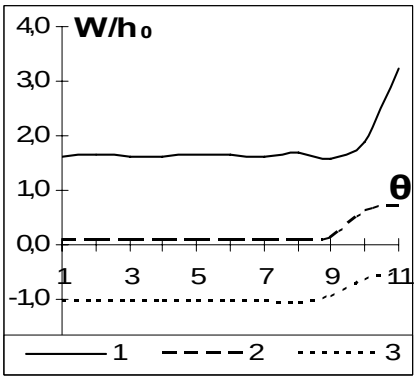


Рис. 2

На рисунках 1 и 2 показано распределение прогиба W/h_0 для $J_{(r)CT} = 0; -3\times 10^3; -3{,}47\times 10^3$, $J_{(\theta)CT} = 0$ (линии 1–3, соответственно), при $\theta = \frac{\pi}{2}$ на рис. 1 и r = 0,675 на рис. 2.

1. Мольченко Л.В., Лоос И.И.., Индиаминов Р.Ш. Напряженно-деформированное состояния гибких кольцевых пластин переменной жесткости в магнитном поле. // Прикл. механика. - 2009. - Т. 45, № 11. - С. 106-114.
2. Мольченко Л.В. Методика решения двумерных нелинейных краевых задач магнитоупругости тонких оболочек // Прикл. механика. - 2005. - Т. 41, № 5. – С. 32-39.

ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ И КЕРАМИКИ ПРИ МИКРОУДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ КАВИТАЦИЕЙ

Маринин В.Г.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина,*kartmazov@kipt.kharkov.ua

Испытания материалов на прочность при воздействии кавитации проводили на установке с генерацией кавитационной области под торцом вибратора, излучающего ультразвуковые колебания в сосуде с водой. Частота колебаний вибратора – 21кГц, амплитуда – $32\cdot10^{-3}$ м. Расстояние между поверхностями вибратора и образца – $5{,}5\cdot10^{-3}$ м.

Исследованы металлокерамические твердые сплавы, изготовленные в соответствии с ГОСТ 3882, керамика по ГОСТ ПГ 604-42 и полученная в ННЦ ХФТИ методом горячего прессования при температуре 2073 – 2473 К, давлении 20 – 40 МПа, продолжительности прессования 600 с. Интегральные характеристики эрозии материалов, обусловленной воздействием кавитации, определены измерением потери массы образца за фиксированный промежуток времени. По кинетическим кривым вычислена прочность (стойкость) материалов, относительно эталона, скорость разрушения которого принята равной 1 мкм/ч. На рис.1, 2 приведены зависимости между прочностью, стойкостью, микротвердостью, пористостью, содержанием кобальта в изученных материалах.

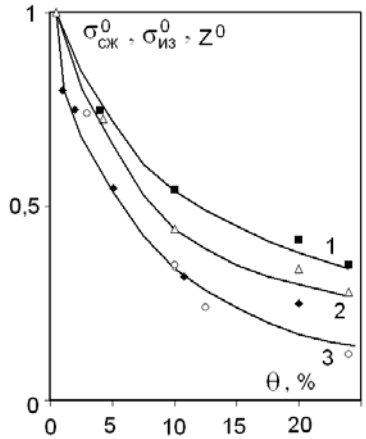


Рис.1. Зависимость отнесенных к их максимальным значениям пределов прочности при сжатии (1), изгибе (2), кавитационной стойкости (3) от пористости горячепрессованных B_4C – 1,2,3 (o) и Si_3N_4 (♦)

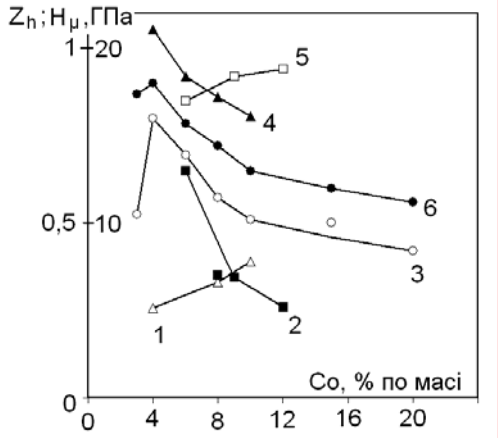


Рис.2. Зависимость кавитационной стойкости (1 – 3) и микротвердости (4 – 6) металлокерамических твердых сплавов от содержания Co в сплавах 1,4 – ТК; 2,5 – ТТК; 3,6 – ВК

Данные рис.1 показывают, что керамические материалы, полученные методом горячего прессования, разрушаются одновременно по «матричному» и «каркасному» механизмам разупрочнения и зависимость $\sigma_{сж}$, $\sigma_{изг}$, Z от пористости хорошо описывается соотношением $y = y_0(1-\theta^2)^2 \exp(-B\cdot\theta)$, где y, y_0 – одно из механических свойств для пористого и беспористого материала, соответственно. B – константа. Для металлокерамических твердых сплавов марки ВК с содержанием Co более 6 % кавитационная стойкость определяется эмпирическим соотношением $Z = 34{,}1\cdot10^{-2}G^{-0{,}438}$, где G – %-ное содержание Co в сплаве. Сплавы марки ТТК, в отличие от сплавов ТК, также имеют подобную степенную зависимость кавитационной стойкости от содержания Co, но с другими константами.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВИДА НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНА

Жеребцов С.В., Дьяконов Г.С., Салищев Г.А.

Белгородский государственный университет, лаборатория объемных наноструктурных материалов, г. Белгород, Россия.
Zherebtsov@bsu.edu.ru

Изменение микроструктуры технически чистого титана в ходе больших деформаций при пониженных температурах связаны с двойникованием и последующим развитием фрагментации. Фрагментация титана, подвергнутого холодной прокатке до больших степеней, была впервые показана В.В. Рыбиным с сотрудниками. Существует также большое количество работ, демонстрирующих возможность измельчения микроструктуры титана до субмикро- и наноразмеров в результате большой (или интенсивной) деформации титана методами РКУП, сдвигом под давлением, накапливаемой прокаткой с соединением, всесторонней деформацией и др. Между тем, несмотря на весьма богатый экспериментальный материал, вопросы, связанные с механизмами деформации, ответственными за формирование ультрамелкозернистой структуры в титане остаются невыясненными.

В настоящей работе рассматривается влияние температуры деформации в интервале -196…450°С на механизмы деформации и кинетику формирования ультрамелкозернистой структуры в технически чистом титане при различных схемах нагружения (прокатка, гидроэкструзия, РКУП, мультиосевая деформация).

Выявлена стадийность в формировании ультрамелкозернистой структуры в титане в зависимости от степени деформации в случае однонаправленной деформации. Различные этапы эволюции структуры связаны с 1) преимущественным двойникованием, 2) повышением плотности дислокаций и формированием субструктуры, 3) образованием границ деформационного происхождения, 4) возникновение новых зерен.

Снижение температуры деформации интенсифицирует двойникование и увеличивает его вклад в измельчение структуры. При температурах T = 350–450°С большую роль в формировании структуры играют процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. При криогенных температурах формируются зерна с размером до 25нм, с повышением температуры до 350–450°С размер новых зерен достигает 200–400нм.

В ходе однонаправленной деформации двойниковые границы и границы деформационного происхождения, формирующиеся на разных стадиях, приводят к формированию микроструктуры преимущественно ламельного типа, вытянутой по направлению деформации. Те же процессы наблюдаются и при деформации с изменением направления нагружения, однако на формирование структуры накладывается эффект активизации различных систем скольжения и/или двойникования, обеспечивающих взаимодействие (пересечение) двойников и границ деформационного происхождения и повышающих однородность пластической деформации.

Сформированная на начальных этапах ламельная структура может быть преобразована в глобулярную в ходе дальнейшей деформации. При этом изменение направления нагружения (например, как в случае РКУП и мультиосевой деформации) заметно снижает требуемые степени деформации для формирования однородной глобулярной структуры.

ТВЕРДОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МИКРОПОРИСТЫХ VN-He ПОКРЫТИЙ

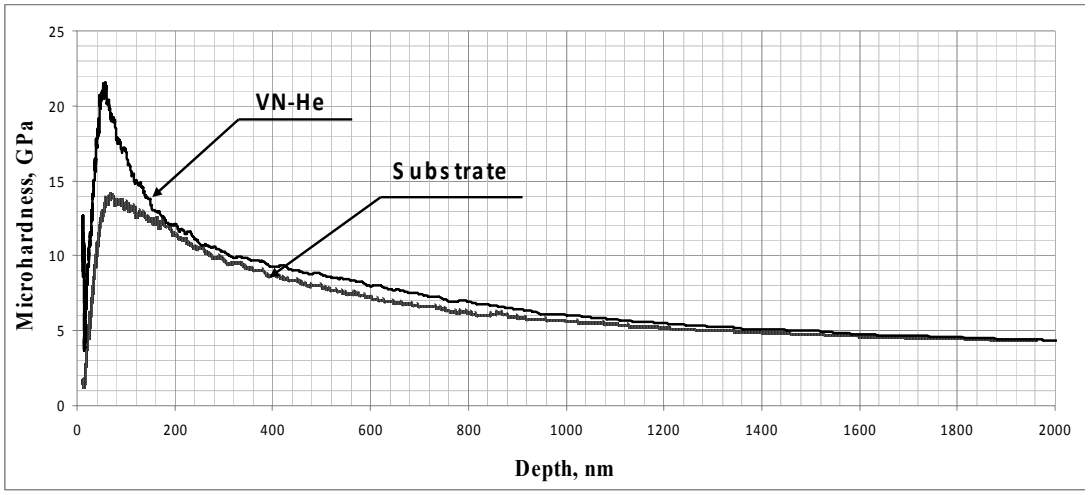
Гугля А.*, Мельникова Е., Толмачева Г.

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

Наноструктурные материалы в настоящее время привлекают к себе пристальное внимание необычностью механических, электрических, оптических, магнитных и других характеристик. Кроме этого, вследствие высокой удельной площади поверхности зерен также перспективным может быть их применение в качестве адсорбентов водорода. Одним из направлений, используемых для получения нанокристаллических структур, является осаждение покрытий из паровой фазы в условиях бомбардировки заряженными частицами. Толщины формирующихся при этом слоев не превышают десятков микрон. Практическое использование таких объектов предполагает размещение их на "толстых" фольгах. Применимость и работоспособность таких соединений будет определяться как механической прочностью самого покрытия, так и прочностью его соединения с основой.

Исходя из этого, цель данной работы заключалась в исследовании механических характеристик VN-He покрытий, получаемых в условиях ионно-стимулированного осаждения (IBAD method). Нанокристаллические тонкие пленки VN-He толщиной 200 нм получались путем вакуумного осаждения паров ванадия на подложку из нержавеющей х/д стали при бомбардировке пучком ионов N_2^+ и He^+ с энергией 30 кэВ. Температура подложки – 200°C.

Полученные результаты исследований показывают, что осаждение ванадия в условиях бомбардировки высокоэнергетичными ионами азота и гелия приводит к формированию наноструктурированных нитридов, межзеренные пространства в которых заняты газовыми порами.



Микротвердость VN-He пленок, несмотря на наличие пористости, существенно превышает твердость подложки, что является следствием нанокристалличности структуры, а также может свидетельствовать о наличие сжимающих напряжений в пленке, возникающих вследствие давления газа в порах. О возникновении высоких напряжений в подложке свидетельствует тот факт, что твердость подложки с пленками превышает твердость самой подложки на толщинах, намного превышающих глубину пробега ионов азота и гелия в стали.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА ТЕХНИЧЕСКОЙ ЧИСТОТЫ ВТ1-0 С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Русакова А.В., Фоменко Л.С., Лубенец С.В., Москаленко В.А., Смирнов А.Р.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины, г. Харьков, Украина,
rusakova@ilt.kharkov.ua

На механическое поведение поликристаллических материалов, в частности, на их пластические и прочностные характеристики существенное влияние оказывает размер зерна. В данной работе в интервале температур 77 – 300 К изучены микромеханические свойства титана технической чистоты ВТ1-0 с размером зерна от 35 нм до 10 мкм. Нанокристаллические (НК) образцы были получены прокаткой до относительной деформации ε = 86 % при температуре, близкой к температуре жидкого азота, с последующим отжигом [1].

Для изучения однородности структуры НК образцов были получены зависимости микротвердости от координаты индентирования в двух взаимно перпендикулярных направлениях в плоскости прокатки. Показано, что значения микротвердости не проявляют систематической зависимости от координаты индентирования, а их отклонение от среднего значения носит случайный характер. Для количественной характеристики однородности микромеханических свойств технического титана были построены гистограммы значений микротвердости и вычислены статистические характеристики.

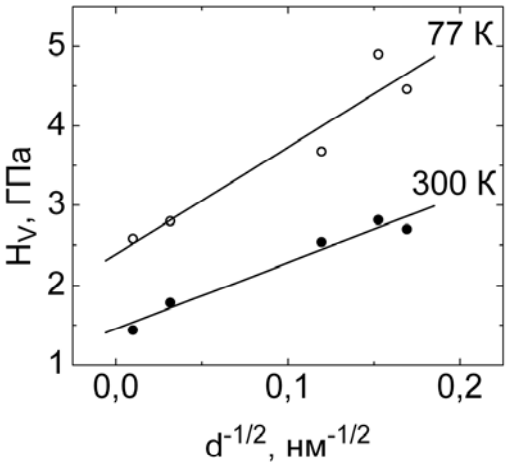


Рис. 1. Зависимость микротвердости образцов технического титана от размера зерна в координатах, соответствующих соотношению Холла-Петча. P = 2,2 Н.

Взаимосвязь между микротвердостью титана ВТ1-0 и размером зерна удовлетворительно описывается соотношением Холла-Петча:

$$H = H_0 + K_H d^{-1/2},$$

где K_H – коэффициент Холла-Петча, H_0 отвечает твердости монокристалла (рис. 1). Во всем интервале температур уменьшение размера зерна от 10 мкм до 35 нм приводит к увеличению значений микротвердости почти в два раза. Коэффициенты Холла-Петча, определенные по проведенным прямым для 300 К и 77 К (рис. 1), оказались равными K_H = 0,26 МПа·м$^{1/2}$ и K_H = 0,43 МПа·м$^{1/2}$ соответственно.

При понижении температуры от комнатной до 77 К микротвердость всех образцов увеличивалась примерно на 70 %. Это качественно согласуется с температурной зависимостью микротвердости чистого титана [2]. Незначительное изменение с размером зерна характера температурной зависимости микротвердости свидетельствует о термически активированном дислокационном механизме пластической деформации для всех образцов технического титана.

1. В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, А.В. Москаленко, *ФНТ* **35**, 1160 (2009).
2. Л.С. Фоменко, А.В. Русакова, С.В. Лубенец, В.А. Москаленко, *ФНТ* **36,** 809 (2010).

СТРУЙНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ В ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича, Киев, Украина
ulshin@ipms.kiev.ua

Струйное формирование (СФ) объединяет два процесса: распыление жидкого металла газом и осаждение струи жидких капель на подложку, где капли в жидком и твердо-жидком состоянии снова соединяются в виде отливки с высокой плотностью (96-98%).

Отливки из недеформируемого эвтектического износостойкого чугуна ИЧХ25 и трудно деформируемой доэвтектической быстрорежущей стали Р2АМ5Ф2НЮ получены по технологии СФ на установке газового распыления жидкого металла при скорости напыления ~1 мм/с [1]. Благодаря высокой скорости охлаждения (10^4 – 10^6 ^{O}C/c) после СФ в первичной структуре стали и чугуна резко изменяется количество эвтектики, в отливке формируется мелкозернистая метастабильная структура с равноосными зернами и равномерно распределенными карбидами.

Показано, что высокая скорость затвердевания при СФ изменяет не только тип структуры, но и класс материала, и, соответственно, его пластичность, прочность, деформируемость. Полученные способом СФ отливки легко деформируются горячей ковкой, штамповкой и прокаткой [2].

Основные механические свойства исследуемых материалов после закалки и отпуска в литом состоянии и после СФ приведены в таблице. Как видно, твердость HRC в литом состоянии и после СФ и прокатки практически остается постоянной, в то время, как после СФ и прокатки увеличивается не только предел пластичности при изгибе (в 2–3 раза), но и ударная вязкость (в 6–8 раз) по сравнению с литым состоянием.

Материал	Технология	Твердость, HRC	Предел пластичности при изгибе, σ_p, МПа	Ударная вязкость, КС, дж/см^2
ИЧХ25	Литье	61	434	2,41
	СФ+прокатка	61	981	14,5
Р2АМ5Ф2НЮ	Литье	64	1560	18,7
	СФ+прокатка	65	4500	83,5

1. В.И.Ульшин, К.Л.Позняк. Получение высокоплотных порошковых заготовок из легированных сталей методом струйного формования, //Порошковая металлургия. - 1996. - № 9/10. - С. 9-13.
2. Ульшин В.І., Тихомиров С.В., Сидорчук О.М., Ульшин С.В. Швидкорізальна сталь. Патент на винахід №77729 С22С 38/22 Бюл. №15.01.2007.

ТЕХНОЛОГИЯ ОЧИСТКИ И МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩИХ ТРУБ СТРУЙНЫМ ПАРОПЛАЗМЕННЫМ РАЗРЯДОМ

Сафьян П.П., Тутык В.А., Пройдак Ю.С.

Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск, Украина,
tutykva@ua.fm, pavlovich_p@mail.ru

Использование концентрированных потоков энергии позволяет эффективно решать задачи машиностроения по модификации поверхности обрабатываемого изделия и получение материалов с заданными физико-механическими свойствами, которые невозможно получить традиционно используемыми технологиями. Актуальной задачей в этой области является очистка и модификация внутренней и внешней поверхности нержавеющих труб в технологической цикле их производства, так как используемые химико-механические методы не обеспечивают требуемого качества поверхности и являются экологически вредными технологиями.

Целью работы является исследование эффективности использования струйного пароплазменного разряда для очистки и модификации внешней и внутренней поверхности нержавеющих труб.

В результате экспериментальных исследований была создана технология очистки и модификации поверхности трубы струйным пароплазменным разрядом. Процесс очистки поверхности трубы осуществлялся за счет формирования многоканального пароплазменного разряда между обрабатываемой трубой и струей электролита. В качестве образца применялась нержавеющая труба 08Х18Н10Т, размером 16×1,5 мм. При обработке внутренней поверхности трубы внутрь ее вводили струйный катод, создающий распыл электролита с углом факела 60°. Напряжение между электродами изменялось в диапазоне U = 1400–1500 В, ток разряда I = 0,7–0,8 А, скорость расхода электролита $G = 6\cdot10^{-6}$ м^3/с. В качестве электролита использовался 10% раствор соли $(NH_4)_2SO_4$.

а *б*

Рис. 1. Топография поверхности нержавеющей трубы до (*а*) и после (*б*) модификации пароплазменным разрядом

После обработки пароплазменным разрядом наблюдалось полное удаление технологической смазки и модификация поверхности (рис.1). Общее загрязнение поверхности до обработки составляло 14,88 г/м^2, после обработки загрязнение отсутствовало. Шероховатость поверхности уменьшилась с R_z = 4,275 мкм до R_z = 2,221 мкм. Твердость поверхности увеличилась с 28,8 HRC до 70,9 HRC. Модификация поверхности трубы связана со снятием материала, нагревом и протеканием сложных химических реакций под действием ионной бомбардировки. Скорость удаления поверхностного слоя находилась в диапазоне 0,32–0,4 мкм/с. В результате исследований разработана технология очистки и модификации внешней и внутренней поверхности нержавеющих труб на основе струйного пароплазменного разряда. Выработаны рекомендации по созданию оборудования для реализации данной технологии.

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБОПРОВОДАХ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Соин К.А.

ОАО НПО ЦНИИТМАШ, Москва, Россия
kestmifi@mail.ru

Выполнено расчетно-экспериментальное исследование влияния низких климатических температур на зарождение, развитие и критические размеры трещиноподобных дефектов в трубопроводах.

По данным испытаний конструкционных сталей, широко используемых при изготовлении трубопроводов, исследовано влияние низкотемпературного нагружения на характеристики механических свойств при растяжении, ударной вязкости, статической и циклической трещиностойкости. С использованием метода электрического потенциала и метода податливости в диапазоне климатических температур получены зависимости статического подроста трещины от J- интеграла (J-R кривые), определены параметры кинетических уравнений скорости роста трещины при циклическом нагружении (параметры уравнения Пэриса), получены аппроксимации статических диаграмм в форме уравнения Рамбера–Осгуда.

На основе указанных экспериментальных данных выполнены расчеты кинетики развития и изменения формы начальной внутренней поверхностной полуэллиптической трещины в трубопроводе Ду 800 (толщина стенки 12 мм) при циклическом изменении давления. Рассмотрены условия перехода трещины в разряд критических. Построены зависимости критических размеров дефекта от уровня давления и температуры эксплуатации.

Расчеты критических размеров дефекта выполнены с использованием инженерных методов нелинейной механики разрушения, принятых в атомной промышленности (РД ЭО-330), основанных на использовании условия возникновения текучести и пластической нестабильности в сечении, ослабленном трещиной, а также метода критического J- интеграла.

Для расчета J-интеграла использовались приближенные соотношения, приведенные в методике РД ЭО-0330-01 и метод конечных элементов в двумерной постановке.

Показано, что ресурс трубопровода на стадии образования и развития дефектов, а также критические размеры дефектов при низкотемпературном нагружении в значительной степени определяются температурными зависимостями характеристик механических свойств и вязкости разрушения.

1. РД ЭО-0330-01. Руководство по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР и ЭГП на стадии эксплуатации. М.: Концерн Росэнергоатом, 2004.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Новогрудский Л.С., Стрижало В.А.

Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, г.Киев, Украина
nol@ipp.kiev.ua

Всесторонние исследования действия электрического тока на механическое поведение материалов, выполненные в последние годы, обусловлены разработкой новых технологических процессов и материалов, формированием у них заданных свойств и структуры, а также тем обстоятельством, что для целого ряда конструкций электрический ток является эксплуатационным фактором, действующим в несущих элементах таких конструкций.

Прохождение электрического тока через металлические материалы, находящиеся под нагрузкой, может оказать существенное влияние на их механические характеристики, сопротивление деформированию и разрушению, а также предельное состояние. В случае воздействия электрического тока большой плотности (~ 100 МА/м^2 и более) в течение малого времени (~ 20 мс и менее) – импульсов электрического тока - степень такого влияния не соответствует оценке с традиционных позиций. В настоящее время для объяснения наблюдаемых эффектов привлекаются физические подходы, рассматривающие, в частности, электронно-дислокационное взаимодействие [1].

Представленная в современной научной литературе информация о влиянии электрического тока на механические свойства металлов и сплавов весьма разнообразна и достаточно противоречива. Величина и характер проявления действия импульсов электрического тока зависят от класса и чистоты материала, уровня его нагруженности и деформационной способности; вида и условий приложения нагрузки; однородности напряженного состояния и степени анизотропии; параметров и характера электрического тока, режимов его воздействия и ряда других факторов. Особое значение имеет температура испытаний. В области низких температур (ниже 77 К), при которых кинетика пластического деформирования определяется, главным образом, дислокационными процесами, влияние импульсов электрического тока на механические свойства металлов особенно существенно [2]. Столь многофакторная зависимость проявления действия импульсов электрического тока, а также то обстоятельство, что механизмы его влияния не имеют однозначной трактовки, не позволяют достоверно прогнозировать реакцию материала на такое воздействие в тех либо иных условиях.

В докладе показано, что оценить степень изменения механических характеристик металлов и сплавов в конкретных условиях нагружения, при действии импульсов электрического тока конкретных параметров в определенных температурных условиях в настоящее время возможно лишь базируясь на результатах экспериментальных исследований.

1. 1.Физические основы и технологии обработки современных материалов / О.А. Троицкий, Ю.В.Баранов, Ю.С.Авраамов, А.Д.Шляпин- Москва-Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2004.-590 с.
2. 2.Стрижало В.А., Новогрудский Л.С., Воробьев Е.В. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. - Киев: Ин-т проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, 2008. – 504 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AlCrCuNiFeCo

Кузнецов А.В.[1], Шайсултанов Д.Г.[2], Степанов Н.Д.[3], Салищев Г.А.[4] Сеньков О.Н.[5]

[1-4] *Лаборатория объемных наноструктурных материалов, Белгородский государственный университет, Россия, г. Белгород,*
[5] *Air Force Research Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, USA*
(1) kuznetsov@bsu.edu.ru; (2) shaysultanov@bsu.edu.ru; (3) stepanov@bsu.edu.ru; (4) salishchev@bsu.edu.ru; (5) oleg.senkov@wpafb.af.mil

Традиционный подход к созданию конструкционных материалов заключается в выборе основного элемента в качестве матрицы, который легируется для получения желаемой комбинации механических и/или технологических свойств. Однако, несмотря на значительное количество элементов, используемых в качестве легирующих добавок, количество применимых композиций ограничено, причем большинство из них уже известно. В этой связи весьма интересен подход к созданию принципиально нового класса материалов: высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), содержащих несколько основных элементов с примерно равным процентным содержанием. Композиции высокоэнтропийных сплавов характеризуются высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, и при этом обладают высокой термостабильностью. Между тем большинство ВЭСов имеют низкую пластичность, что ограничивает их вероятное применение. В этой связи, необходимо проведение исследований по разработке методов повышения их пластических характеристик.

В настоящей работе исследуется высокоэнтропийный сплав системы AlCrCuNiFeCo, полученный с помощью индукционной плавки составляющих элементов с разливкой металла в водоохлаждаемую медную изложницу.

Аттестация исходного состояния, показала, что оно имеет дендритную структуру, в которой были обнаружены твердые растворы на основе ГЦК и ОЦК фаз. ОЦК дендриты имеют химическую композицию близкую к номинальной по составу сплава, с дефицитом по меди. При этом медь сегрегирует и формирует обогащенные ей междендритные пространства с ГЦК структурой. Показано, что длительный гомогенизирующий отжиг оказывает сильное влияние на структуру слитка. Проведение дифференциально термического анализа позволило выявить три экзотермических пика отвечающие фазовым превращениям при 625°C, 1115°C и 1325°C. Методами растровой, просвечивающей микроскопии и рентгеновского анализа рассмотрена эволюция структуры после отжига при разных температурах. Для оценки степени влияния температуры отжига на структуру проведено измерение микротвердости, с ростом температуры происходит ее слабое снижение от 518HV в исходном состоянии до 409HV после отжига при 1000°C.

Для оценки механических свойств были выполнены испытания на осадку в интервале температур 20-1000°C. При комнатной температуре предел прочности равен 1880МПа, пластичность на сжатие 7%. Низкая пластичность сохраняется вплоть до 600°C, после чего происходит ее резкое увеличение, такое поведение обусловлено, вероятно, протеканием первого фазового превращения. Прочность материала заметно снижается с повышение температуры, достигая 80 МПа при 1000°C. Подобное поведение демонстрирует микротвердость деформированных образцов, снижаясь до 396HV после осадки при 1000°C. Горячая деформация ведет к значительному измельчению микроструктуры. В работе анализируется эволюция структуры и ее влияние на прочностные и пластические свойства.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА *IN SITU* МИКРОКОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Cu–17.3%Nb ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Степанов Н.Д. [1], Кузнецов А.В. [2], Салищев Г.А.[3], Панцирный В.И.[4], Хлебова Н.Е.[5]

[1-3] *Лаборатория объемных наноструктурных материалов, Белгородский государственный университет, Россия, г. Белгород,*
(1) stepanov@bsu.edu.ru; (2) kuznetsov@bsu.edu.ru; (3) salishchev@bsu.edu.ru
[4-5] *ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара», Россия, г. Москва,*
(4) pantsyrny@gmail.com; (5) vor@bochvar.ru

В настоящее время в связи с миниатюризацией изделий электроники и реализации высоких механических напряжений в этих устройствах существует значительный интерес в материалах, сочетающих высокую прочность с высокой электропроводностью. Одним из классов таких материалов являются микрокомпозиционные сплавы на основе меди, основанные на системах взаимно не растворимых элементов, таких как Cu-Nb. В in situ сплавах, получаемых литьем, за счет пластической деформации удается значительно измельчить исходные частицы второго компонента, что позволяет добиться высокой прочности. Обычно такие сплавы деформируются волочением, однако представляет несомненный интерес их обработка прокаткой. В то же время, прокатка таких сплавов сравнительно малоизученна.

В данной работе исследовался in situ микрокомпозиционный сплав Cu-17.3% Nb после прокатки при комнатной температуре. Было показано, что в результате прокатки происходит существенное измельчение частиц ниобия и структурных составляющих медной матрицы, а также существенное увеличение прочностных свойств материала.

В исходном состоянии сплав состоит из медной матрицы с расположенными в ней частицами ниобия, имеющими как форму дендритов, так и достаточно равноосную форму. Средний поперечный размер ветвей дендритов – около 12 мкм, средний поперечный размер равноосных частиц – 15 мкм. При прокатке упорядоченная дендритная структура разрушается, частицы ниобия расплющиваются и приобретают форму пластин. С увеличение степени деформации толщина пластин уменьшается, после прокатки с максимальной степенью 6.6 средний поперечный размер пластин составляет 90 нм.

На зависимости предела прочности от степени деформации при прокатке можно выделить два интервала. В интервале степеней деформации от 3.7 до 5.6 наблюдается постепенное повышение прочности от 574 МПа до 766 МПа. Дальнейшее повышение степени деформации приводит к резкому росту предела прочности до 923 МПа после прокатки со степенью 6.0 и 1106 МПа – со степенью 6.6. Упрочнение сопровождается монотонным падением пластичности, удлинение до разрушения после прокатки с максимальной степенью составляет 1.5 %. Анализируется взаимосвязь структуры и прочностных свойств сплава.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МИКРОКОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Cu–14%Fe ПОДВЕРГНУТОГО ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Кузнецов А.В.[1], Степанов Н.Д.[2], Салищев Г.А.[3], Панцирный В.И.[4], Хлебова Н.Е.[5]

[1-3] *Лаборатория объемных наноструктурных материалов, Белгородский государственный университет, Россия, г. Белгород,*
(1) kuznetsov@bsu.edu.ru; (2) stepanov@bsu.edu.ru; (3) salishchev@bsu.edu.ru
[4-5] *ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара», Россия, г. Москва,*
(4) pantsyrny@gmail.com; (5) vor@bochvar.ru

С развитием техники появляется необходимость в устройствах, где реализуются высокие механические напряжения, а также работающих в условиях многократных перегибов. Для этих целей был разработан новый класс электротехнических материалов – микрокомпозиционные сплавы на основе меди. Особенность их заключается в том, что они представляют собой двухфазный микрокомпозит, в котором вторая фаза из ОЦК металла (Fe, Nb, Ta, V, Cr), объемная доля которой не превышает 20% определенным образом распределена в высокоэлектропроводном пластичном ГЦК металле (Cu). Различными методами пластической деформацией в таких материалах удается добиться крайне высоких значений прочности. Однако обработка таких микрокомпозиционных сплавов с помощью прокатки является весьма малоизученным процессом, слабо освещены вопросы эволюции структуры, влияние прокатки на свойства.

В настоящей работе исследуется один из таких микрокомпозитов, литой сплав системы Cu-14%Fe, подвергнутый прокатке с разными степенями при комнатной температуре. Показано, что в результате обработки формируется структура с наноразмерным уровнем дисперсности и значительно повышается прочность.

Анализируется изменение формы и размеров частиц железа и медной матрицы при прокатке с разными степенями деформации. Использование методов просвечивающей электронной микроскопии позволило выявить наличие очень тонких пластин железа (толщиной 20-30 нм) после прокатки со степенью выше 6. При этом фрагменты/волокна медной матрицы достигают размеров 50-80 нм. Однако стоит отметить, что даже после больших степеней деформации в структуре сохраняются отдельные пластины железа толщиной порядка микрометра.

Свойства материала практически не меняются при прокатке до степени 5,5 и полученные фольги демонстрируют предел прочности около 700 МПа и пластичность на уровне 6-8%. Прокатка со степенью более 6 приводит к существенному упрочнению сплава. Предел прочности возрастает до значений 869 МПа и 993 МПа после прокатки со степенями 6,2 и 6,6 соответственно. Такое упрочнение сопровождается падением пластичности до значений порядка 2%. Микротвердость от 133 HV в исходном состоянии повышается до 248 HV при прокатке с e=6,6. Исследуется изменение электропроводности полученных фольг при пластической деформации. Показано, что даже после прокатки с высокими степенями электропроводность остается на уровне 40% от электропроводности чистой меди, более того, последующая термическая обработка позволяет улучшить этот параметр, например, при отжиге полученной фольги при 400°C электропроводность возрастает до 55% при пределе прочности 750 МПа.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПО ЯМКАМ ТРАВЛЕНИЯ

Марков О.И., Хрипунов Ю.В.

Орловский государственный университет, Орел, Россия,
Pxyrexia@yandex.ru

Решетка висмута относится к ромбоэдрической сингонии, очень близкой гранецентрированной кубической. Полуметаллы типа висмута склонны к образованию микро- и макроскопических дефектов кристаллической структуры. Монокристаллы висмута обладают большой чувствительностью к примесям и другим дефектам кристаллической структуры. Преобладающим видом микродефектов в монокристаллах типа висмута являются дислокации. Дислокации образуются в процессе роста монокристаллов висмута в результате термопластической деформации. Физические свойства полуметаллических кристаллов во многом определяются наличием в них дислокаций. По этой причине внимания заслуживает изучение дефектов кристаллической структуры полуметаллов. Основным методом обнаружения микроскопических дефектов был и остается металлографический анализ.

Целью работы является разработка простой методики определения направлений дислокаций. Монокристаллы висмута выращивались без затравок методом зонной плавки в трубках из молибденового стекла. Методом электроискровой резки вырезались участки из средней части слитка. Поверхность для исследования получалась путем скола после охлаждения слитка в жидком азоте. Выявление ямок травления проводилось в травителе из смеси азотной и уксусной кислот в течение 0.5–2 мин. Среднее значение плотности дислокаций составляет $10^6 см^{-2}$. Это очень хороший показатель, указывающий на высокое качество выращенных монокристаллов сплавов висмута

Современные металлографические микроскопы, оснащенные компьютерами с программным обеспечением, позволяют получить снимки высокого качества и провести сравнительно точные измерения размеров ямок травления. В работе использован металлографический микроскоп Альтами МЕТ 1М.

Анализ формы ямки травления и простые измерения ее размеров позволяет определить направления линий дислокаций. Качество полученных снимков позволяет выявить характерные особенности дефектов, их ориентацию. Можно наблюдать различное огранение ямок, особенно их дна. При этом оказывается возможным выделить несколько видов различных ямок травления по их огранению, определять их симметрию и сопоставлять с группами симметрии возможных типов дислокаций. Из литературы [1,2] известны «наклонные» дислокации [010], [101], [112]. Исследования показали, что основное количество представлено направлениями дислокаций [111]. Кроме направления [112] обнаружены дислокации близкие к направлению [221].

1. Чернобай В.И., Иванов Г.А., Багдуев Г.Б., Чернобай Т.В. В сб. «Полуметаллы и полупроводники». - Л.: ЛГПИ им. А.И. Герцена. 1975. С.37-43.
2. Данильчук Л.Н., Окунев А.О., Иванов К.Г., Тимофеева Ю.В. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008.Том 74. №3. С.25-32.

ПОЛЗУЧЕСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ТРУБ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ВОДОРОДА

Назаров В.В.

Институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
inmec130@mail.ru

Предложена модель плоского деформирования и разрушения трубы, работающей под постоянным внутренним давлением водорода. Все отличные от нуля компоненты тензоров деформаций ползучести и напряжений зависят только от радиуса и времени. Решение строится в подвижной системе отсчета, при этом перемещение и скорость внешней границы трубы известны.

Материал трубы ─ углеродистая сталь или металлический сплав, в котором между границами зерен могут содержаться оксиды как основного, так и легирующих элементов, способных реагировать с водородом. В результате химической реакции с участием водорода образуются метан либо пары воды высокого давления, под действием которого в материале возникают микропоры. Содержание продуктов химической реакции определяется уравнением диффузии, в котором вместо концентрации водорода рассматривается давление продуктов химической реакции водорода и материала трубы.

При моделировании разрушения в условиях неоднородного напряженного состояния следует различать по времени две последовательные стадии, определяемые моментом зарождения трещины. На первой стадии протекает скрытое разрушение с образованием и увеличением размеров микропор, при этом происходит осесимметричное накопление рассеянных микроповреждений. С момента появления первого локального микро разрушения рассматривается вторая стадия, в которой внимание уделяется эволюции магистральной трещины.

В качестве уравнения состояния принимается степенная зависимость скорости максимального главного сдвига от разности эффективного максимального касательного напряжения и предела ползучести при сдвиге.

Рассматривается случай, когда локальное разрушение впервые происходит на внутренней границе трубы. Для трещины в форме клина ее размер определяется углом раскрытия и увеличением радиуса в точке начала распространения разрушения. Скорость вершины трещины сопровождается сокращением размера области не разрушенного материала и увеличением скорости внешней границы трубы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты: № 11-08-00007-а, № 11-08-00045-а).

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ НА УПРУГОЙ ПОЛУПЛОСКОСТИ ПУТЕМ ПРИВЕДЕНИЯ МЕТОДА НАЧАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ К ИНТЕГРАЛЬНОМУ ВИДУ

Сабо И.И., Толок В.О.

Запорожский национальный университет, Запорожье, Украина,
sabo.msg@gmail.com

В данной работе строится решение двумерной задачи теории упругости (плоская деформация) о действии штампа на упругую полуплоскость при помощи символического метода Власова В.З. [1] и точного решения гармонического уравнения для полу-

плоскости. Замена символических функций соответствующими гармоническими функциями позволяет получить точное решение рассматриваемой задачи.

Символическое решение Власова В.З., полученное методом начальных функций, находит широкое применение при решении задач теории упругости. Суть метода начальных функций состоит в поиске начальных функций. Решение представляется в виде суммы произведений дифференциальных операторов и соответствующих начальных функций. Дифференциальные операторы могут быть представлены либо в виде бесконечных операционных рядов, либо в виде символических формул [1].

Дифференциальные операторы содержат гармонические функции. В данной работе производится замена дифференциальных операторов гармоническими решениями. Это позволяет получить точное решение задачи о штампе. Полученное решение удовлетворяет уравнениям теории упругости.

Эффективность метода показана на примере решения задачи о штампе на упругой полуплоскости [2].

1. Власов В.З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В.З. Власов, Н.Н. Леонтьев. – М.: Физматгиз, 1960. – 491 с.
2. Горшков А.Г. Теория упругости и пластичности / А.Г. Горшков, Э.И. Старовойтов, Д.В. Тарлаковский. – М.: Физматлит, 2002. – 416 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ

Графутин В.И.[1], Прокопьев Е.П. [1,2], Тимошенков С.П.[2]

[1]*ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва*
[2]*Московский Государственный Институт Электронной Техники, Зеленоград, Россия*

Показано, что один из эффективных методов определения средних размеров сферических нанообъектов $\bar{R}$ (свободных объемов пор, полостей, пустот и т.д.), их средних значений концентраций $\bar{N}$ и химического состава в месте аннигиляции позитрона в материалах атомной и электронной техники (например, в пористых системах и в большом числе технически важных материалах и наноматериалах) является метод позитронной аннигиляционной спектроскопии. Это позволяет определять средние значения доли свободного вакансионного или порового пространства $\bar{V}_{rad} = (4/3)\pi\bar{R}^3 \cdot \bar{N}$, образующегося в материалах электронной и атомной техники в процессе их эксплуатации. Обсуждается идея поиска корреляций между значениями $\bar{V}_{rad}$, электрофизическими свойствами полупроводников и прочностными свойствами материалов электронной и атомной техники. Дается краткий обзор экспериментальных исследований нанообъектов в образцах кремния различных марок и конструкционных материалах атомной техники, подтверждающих сделанные предположения. При этом важную роль приобретают экспериментальные методы определения электрофизических параметров и прочностных свойств этих материалов. Особое значение при этом имеет поиск критичных дефектов, сильно нарушающих их электрофизические и прочностные свойства.

1. Р.Бурцл, В.И.Графутин, А. Зееман, В. Крщак, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясищева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенков, Ю.В.Фунтиков. Размеры и концентрации нанообъектов в облученных металлах и сплавах по данным метода позитронной аннигиляционной спектроскопии. Научная Онлайн-Библиотека Порталус:

http://www.portalus.ru/modules/science/data/files/prokopiev/Metal-Positron-Annihilation.doc
2. В.И.Графутин, Е.П.Прокопьев, Ю.В.Фунтиков. Развитие методов позитронной аннигиляционной спектроскопии для определения размеров нанообъектов в пористых системах, дефектных материалах и наноматериалах. Обсуждение современных проблем в мире физики/ Блог. Прокопьев Евгений Петрович. Рубрика: Химическая физика, физическая химия и материаловедение http://www.physics-online.ru/php/paper.phtml?jrnid=null&paperid =8127 &option_lang =rus

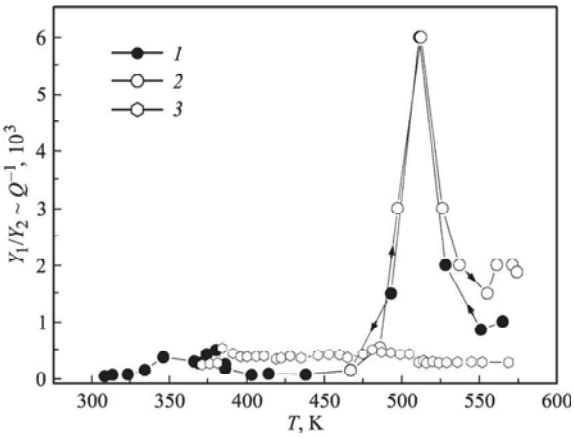
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В Si + SiO_2

Онанко А.П., Кулиш Н.П., Ляшенко О.В., Продайвода Г.Т., Вижва С.А., Онанко Ю.А.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина

Внутреннее трение (ВТ) обусловлено различными релаксационными процессами, связанными с дефектностью структуры подложки Si + SiO_2. Изучалась протяженность от поверхности слоя, упрочненного ультразвуковой обработкой (УЗО) бездислокационного Si по кристаллографическому направлению [111]. УЗО проводилась в частотном диапазоне f = 0,4 ÷ 4,0 МГц. Амплитуда УЗ деформации в образце $\varepsilon_{УЗ} \approx 10^{-4}$ была пропорциональна приложенному напряжению. Длительность УЗО варьировалась t ≈ 1800 сек.

На рисунке представлена температурная зависимость ВТ Q^{-1} в бездислокационном Si после ультразвуковой обработки: 1 – охлаждение, 2 – повторный нагрев, 3 – исходное состояние.



К диску и емкостному датчику, находящемуся на расстоянии зазора d = 50÷100 мкм, подается переменное напряжение U. При совпадении частоты электрического сигнала с собственной частотой колебаний диска $f \approx 1$ кГц, в подложке возбуждаются резонансные упругие свободные колебания. Емкостный датчик служит для возбуждения и приема свободных колебаний диска. Изучена кинетика отжига структурных дефектов.

На глубине $h \approx 100000$ нм исчезали ямки травления для вакансионных кластеров V-V-V. Для поверхности образцов Si после УЗО наблюдалось наличие ямок травления овальной, округлой формы, которые отождествляются с присутствием в приповерхностных слоях кристаллов вакансионных кластеров, коагулянтов диффундирующей примеси. На картинах избирательного травления после воздействия УЗО длины лучей розетки L в зависимости от времени проведения УЗО и предистории образцов заметно уменьшаются. Длина лучей дислокационных розеток L характеризует подвижность дислокаций.

Предложенный метод может быть использован для контроля дефектности структуры подложек Si, Si + SiO_2, GaAs после технологической механической, термической, радиационной обработок. Обнаруженное уменьшение длины дислокационных розеток L после УЗО свидетельствует о понижении подвижности дислокаций, т.е. наблюдается упрочнение поверхности Si.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЧУГУННЫХ И СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Дзюба В.Л., Кляхина Н.А.*, Васецкая Л.А., Зёма А.В.

Восточно-украинский национальный университет имени Владимира Даля, г. Луганск, Украина,
tm@snu.edu.ua, vasetskaya@iht.lg.ua
**Институт химических технологий Восточно-украинского национального университета имени Владимира Даля, г. Рубежное, Украина,*
klyahina@iht.lg.ua

Развитие отраслей машино- и приборостроения требует решения ряда важных задач: упрочнения поверхности инструмента чугунных и стальных деталей, повышение износостойкости и твердости поверхности прокатного, волочильного и режущего инструмента. Данные задачи можно решить внедрением в поверхность деталей атомов и ионов различных веществ методом ионной имплантации. Метод ионной имплантации широко применяется в машиностроении для получения упрочняющих, твердых, износостойких и антикоррозионных покрытий на инструментах и деталях машин за счет образования в поверхностном слое заданных химических соединений [1, 2]. Внедренное покрытие образуется на некоторой глубине от поверхности, не изменяя размеров чистового инструмента. Температура обработки не превышает 100 ^{0}С, что сохраняет неизменными результаты предыдущей термической обработки.

Нами проводилась обработка поверхности стальных фильер и прокатных валков, применяемых на предприятиях с использованием волочильного и прокатного оборудования. После модификации поверхности чугунных и стальных изделий нитридами Ti, Cr, Mo и Zr получено повышение твердости поверхности в 2,5 раза, адгезии покрытия – в 7 раз, коррозионной стойкости – в 4 раза, износостойкости - в 12 раз (рис.1). Технологические испытания показали увеличение эксплуатационной стойкости изделий после ионно-плазменной обработки от 2,5 до 12 раз (рис. 2) в зависимости от материала покрытия.

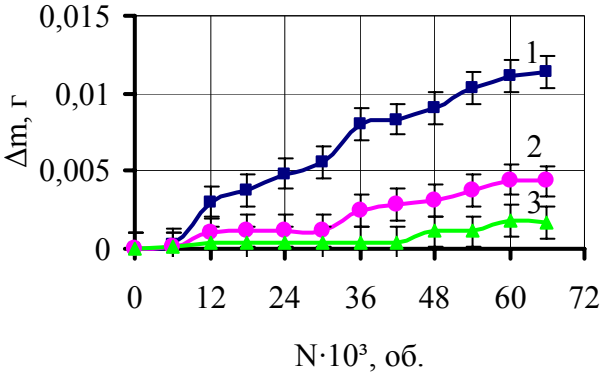


Рис. 1. Износостойкость стали 40Х: 1 – без покрытия; 2 – 40 мин; 3 – 80 мин имплантации ZrN

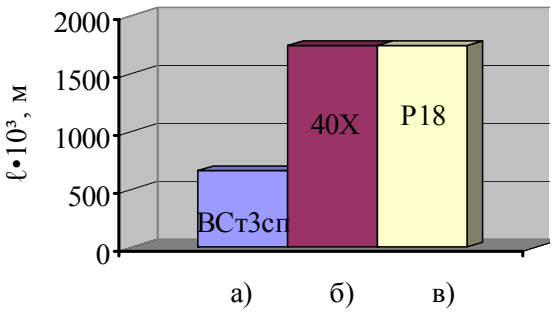


Рис. 2. Гистограмма эксплуатационной стойкости фильер с покрытием ZrN: а) 4,5; б) 12; в) 12 месяцев

1. Ионная имплантация в полупроводники и другие материалы : [сб. статей / науч. ред. Куранский Е. и др.]. – М.: Мир, 1980. – 332 с.
2. Сидоренко С. И. Материаловедческие основы инженерии поверхности / Сидоренко С. И., Пащенко В. Н., Кузнецов В. Д. – К.: Наукова думка, 2001.–230 с.

О ПОСТРОЕНИИ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ КРУГЛЫХ ПЛАСТИН С НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ

Кудин А.В.

Запорожский национальный университет, Запорожье, Украина,
avk256@gmail.com

На основе работы [3], переходя к полярным координатам с началом в центре пластины, получены нелинейные дифференциальные уравнения равновесия трехслойных круглых пластин симметричного по толщине строения. Внешние слои изготовлены из изотропных материалов, подчиняющихся закону Гука. Заполнитель выполнен из нелинейно-упругого по [2] изотропного материала. Для внешних слоев принимаются гипотезы Кирхгофа.

Рассмотрим изгиб круглой пластины при совместном действии равномерно-распределенной нормальной нагрузки q и сжимающей силы T, приходящейся на всю толщину пластины, аналогично [1]. Уравнения равновесия в таком случае, примут вид

$$A_1 w_{,rrr} + A_2\left(\frac{1}{r}w_{,r}\right)_{,r} + A_3 w_{,r} + A_4 u_{,rr} + A_5 u + A_6\frac{1}{r}u_{,r} + A_7\left(u_{,r}^2 w_{,rr}\right)_{,r} + A_8 u^2 w_{,r} +$$

$$+A_9\left(u_{,r}w_{,rr}^2\right)_{,r} + A_{10}\left(w_{,rr}^3\right)_{,r} + A_{11}uw_{,r}^2 + A_{12}w_{,r}^3 + A_{13}\left(u_{,r}^3\right)_{,r} + A_{14}u^3 = 0,$$

$$A_{15}\left(w_{,rrrr} + 3\frac{1}{r}\left(\frac{1}{r}w_{,r}\right)_{,r}\right) + A_{16}\left(\frac{1}{r}w_{,r}\right)_{,rr} + A_{17}\left(w_{,rr} + \frac{1}{r}w_{,r}\right) + A_{18}u_{,rrr} + A_{19}\left(\frac{1}{r}u_{,r}\right)_{,r} +$$

$$+A_{20}u_{,r} + A_{21}\left(\left(w_{,rr}^3\right)_{,rr} + \frac{9}{r^3}w_{,r}^2\left(\frac{1}{r}w_{,r}\right)_{,r}\right) + A_{22}\left(w_{,r}^3\right)_{,r} + A_{23}\left(u_{,r}^3\right)_{,rr} + A_{24}\left(u^3\right)_{,r} +$$

$$+A_{25}\left(u^2 w_{,r}\right)_{,r} + A_{26}\left(u_{,r}^2 w_{,rr}\right)_{,rr} + A_{27}\left(u_{,r}w_{,rr}^2\right)_{,rr} + A_{28}\left(uw_{,r}^2\right)_{,r} + T\left(w_{,rr} + \frac{1}{r}w_{,r}\right) = q\,.$$

Здесь u, w – радиальное перемещение и прогиб, A_1 – A_{28} – коэффициенты, зависящие от механических параметров пластинки.

К приведенной системе применяется метод малого параметра [2]. В результате получены системы рекуррентных линейных дифференциальных уравнений.

Сформулированная в работе модель отличается от линейных теорий трехслойных круглых пластин [1] учетом нелинейности материала заполнителя на стадии малых деформаций.

1. Галимов Н.К. Осесимметричный изгиб и устойчивость трехслойных круглых пластин с легким заполнителем // Прикл. механика, Т. 1, №1, 1965. – С. 77 – 85.
2. Каудерер Г. Нелинейная механика / Г. Каудерер. – М. : Изд–во иностр. лит., 1961. – 777 с.
3. Тамуров Ю.Н. Уравнения изгиба и устойчивости трехслойных оболочек с ортотропными и нелинейно-упругими свойствами материалов / Ю.Н. Тамуров // Исслед. по теор. пластин и оболочек - 1990. - №20. – С. 102–112.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПЕНОСТЕКОЛЬНОГО МАТЕРИАЛА

Казьмина О.В.[1], Семухин Б.С.[2], Мухортова А.В.[1]

[1]Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет» Россия, г. Томск
[2]Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН Россия, г. Томск
kazmina@tpu.ru

Пеностекольные материалы отличаются высоким уровнем теплофизических характеристик и обеспечивают пожаро- и экологическую безопасность в процессе эксплуатации. В Томском политехническом университете разработан двухстадийный способ получения пеностекла через промежуточный продукт (стеклогранулят), синтезируемый путем термообработки шихты определенного состава. Этот продукт выступает исходным материалом для последующего вспенивания и получения пеностеклокристаллических изделий с заданными характеристиками. По фазовому составу стеклогранулят представляет собой стекловидный продукт, с присутствующими в нем остаточной кристаллической фазой, количество и размер которой определяет плотность и прочность готовых изделий. Готовый пеностекольный материал это аморфный пористый материал с микро- и наноразмерными структурными элементами.

Сущность разработанной технологии сводится к следующим этапам: специальная подготовка сырьевых материалов, включающая в действие эффекты механоактивации, позволяющая синтезировать стеклогранулят при температурах < 950 ^{o}C; управление формированием микроструктуры межпоровой перегородки позволяющее регулировать прочность и плотность готового материала.

Границы возможностей управления микроструктурой пеностекольных материалов определяются: химическим и гранулометрическим составом исходной шихты и природой ее главного стеклообразующего компонента; технологией подготовки и режимом термообработки шихты, в условиях низкотемпературного синтеза стеклофазы; размером и взаимным расположением структурных элементов стеклофазы на микроуровне.

Установлено, что полученные пеностекольные материалы отличаются от пеностекла повышенной прочностью 4,5–4,8 МПа (пеностекло 1–1,5 МПа). Уменьшение размеров межпоровой перегородки и плотности пористого материала не приводит к снижению его коэффициента прочности, образцы независимо от исходного состава шихты и режимов термообработки имеют одинаковое значение данного коэффициента (≈ 1,3), которое в среднем в 2 – 3 раза превышает коэффициент прочности пеностекла, получаемого на основе стеклобоя.

Повышенную прочность можно объяснить несколькими факторами: наличием иерархически соподчиненных наноразмерных сфероидов остаточной кристаллической фазы в теле матрицы; образованием нанокластеров в аморфной матрице; перераспределением концентрации кремния по границам и в глубине межпоровой перегородки; образованием пор гексагональной формы, что приводит к изменению поверхностной энергии перегородок. Таким образом, технология получения базируется на существенных изменениях структуры материала на различных структурных уровнях, что сказывается в значительном изменении физико-химических свойств.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Антропов И.И., Мурга В.В.

Донбасский государственный технический университет, Алчевск, Украина,
murga@dmmi.edu.ua

Как правило, при всех видах поверхностной модификации основным критерием, по которому выбирают режим обработки, является увеличение твердости поверхности за счет измельчения структуры. Однако наряду с поверхностными фазовыми переходами возникает ряд побочных эффектов, которые в комплексе могут как повышать, так и снижать срок службы обработанной детали. Для модификации поверхности лазерным излучением используют режимы с незначительным оплавлением поверхности или без оплавления с характерными временами воздействия до 10 мс и плотностью мощности на поверхности до 10^7 Вт/м^2.

Изменение фазового состава неизбежно влечет изменение активности, которая однозначно связана с энергетическим состоянием поверхностного слоя. Кроме того, после обработки в поверхностном слое возникают быстро сменяющие друг друга растягивающие и сжимающие напряжения.

Для оценки коррозионной стойкости образцов из углеродистой стали в насыщенных водяных парах было использовано 2 метода – качественный, основанный на эффекте Рассела, и количественный – гравиметрический метод. Полученные экспериментальные зависимости [1, 2] степени коррозионных потерь подчиняются соотношению

$$\Delta m = \Delta m_\infty \left(1 - e^{-k_c t}\right),$$

где Δm_∞ – предельная потеря массы, $k_c = k_0 \exp\left(\frac{U_{0c}}{k_B T}\right)$ – постоянная скорости, U_{0c} – энергия активации, k_B – постоянная Больцмана, T – температура.

Анализ полученных результатов позволяет сделать выводы о снижении катодной составляющей коррозионных токов в зоне интенсивного лазерного воздействия, что приводит к увеличению энергии активации и уменьшению максимальных коррозионных потерь до 30–37%. Перекрытие зон обработки приводит к более интенсивной коррозии в начальной стадии развития процесса; даже незначительное перекрытие интенсифицирует коррозию до 30–45%.

1. Мурга В.В. Кинетика атмосферной коррозии стали 40Х после лазерной обработки в условиях повышенной влажности / В.В. Мурга, И.И. Антропов // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2007. – № 4(110). – С. 69-74.
2. Антропов И.И. Влияние электротермической обработки на коррозионные свойства сталей / И.И. Антропов, В.В. Мурга, А.М. Зинченко // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технической оснастки: Материалы 9-й Международной практической конференции. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2007. – С. 28-31.

К ИССЛЕДОВАНИЮ НАПРЯЖЕНИЙ В ТОЛСТОСТЕННОЙ ТРУБЕ МЕТОДОМ ПОТЕНЦИАЛА

Хвисевич В.М., Веремейчик А.И.

Брестский государственный технический университет,
г. Брест, Беларусь
vai_mrtm@bstu.by

Для создания конструктивных элементов высокой прочности и надежности с минимальной материалоемкостью в инженерной практике существуют различные методы исследования напряженно-деформированного состояния. В настоящее время наиболее распространенными являются численные методы и в особенности метод конечных элементов (МКЭ). На основе его созданы различные программные продукты, реализующие широкий класс задач механики деформируемого твердого тела. В то же время оказался «забыт» один из наиболее эффективных численных методов – метод интегральных уравнений теории потенциала, который обладает некоторыми преимуществами в сравнении с МКЭ.

Рассматривается толстостенная труба, находящаяся под действием стационарного температурного поля $T = T(r)$. Модуль упругости $E(T)$ является функцией температуры, а коэффициент Пуассона ν и коэффициент линейного расширения α постоянны. Для определения напряжений необходимо поставить и решить краевую меридиональную (осессиметричную) задачу неоднородной термоупругости. Как показано в ряде работ, учет зависимости $E(T)$ от температуры позволяет снизить материалоемкость трубы примерно на 40%.

Решение такого класса задач в общем случае осуществляется численно с помощью различных программных пакетов типа NASTRAN, ANSYS и др., которые разработаны на основе метода конечных элементов. Метод потенциала обладает определенными преимуществами перед методом конечных элементов.

В данном случае решение задачи неоднородной термоупругости для толстостенной трубы является тестовым примером для достоверности интегральных уравнений, построенных с помощью теории потенциала. Для реализации поставленной задачи сначала проводится численное решение краевой задачи теплопроводности, причем алгоритм позволяет учесть зависимость коэффициента теплопроводности λ от температуры. В результате решения задачи находятся значения температуры на границе и внутри рассматриваемой плоской области. Найденные значения температуры используются для решения задачи термоупругости. Для построения интегральных уравнений этой задачи применен метод малого параметра.

В результате решение краевой задачи неоднородной термоупругости сводилось к решению последовательности краевых задач изотермической термоупругости и теории упругости. Реализация построенных сингулярных уравнений осуществлялась с помощью разработанного алгоритма на основе метода механических квадратур. Вычисленные значения напряжений σ_r, σ_υ, σ_z незначительно (0,1%) отличались от напряжений, вычисленных аналитически. Максимальные напряжения на 42% меньше напряжений, вычисленных при модуле упругости, не зависящем от температуры.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЕ ВОЛОЧЕНИЕ ТОНКОЙ ПРОВОЛОКИ

Троицкий О.А. [1], Сташенко В.И. [1], Рыжков В.Г.[2], Ляшенко В.П. [3], Кобыльская Е.Б. [3]

[1)]*Институт машиноведения им А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия*
vva@imash.ru
[2)]*Магнитогорский Государственный Технический Университет, Белорецк, Россия*
rvg30@mail.ru
[3)]*Кременчугский национальный университет имени Михаила Остроградского, Кременчуг, Украина*
leca91@ya.ru

Волочение проволоки с импульсным или постоянным током в режимах электропластического волочения (ЭПВ) представляют собой примеры влияния тока на полярную деформацию металла. Во время ЭПВ, особенно в случае применения импульсного тока, в зоне деформации металла (ЗДМ) проявляется электропластический эффект (ЭПЭ) [1]. При ЭПВ возникают некоторые сопутствующие электронные явления. ЗДМ и многочисленные подвижные дефекты внутри нее, такие как дислокации, могут создавать перед фильерой «электронную подушку» за счет увлечения количества свободных электронов. Во время волочения, появляется электронный инерционный эффект Стьарта–Толмэна и другие эффекты. Как было установлено экспериментально, при каждом включении импульсного тока к ЗДМ происходит уменьшение усилия волочения проволоки. Многочисленные лабораторные и промышленные испытания ЭПВ показали, что время ЭПВ происходит снятие преждевременного деформационного упрочнения, и повышение остаточной пластичности проволоки[2].

До последнего времени оставался невыясненным вопрос вклада температурного воздействия импульсного тока на повышение пластичности металла во время ЭПВ. В работе [3] на основе решения нелинейной краевой задачи для уравнения теплопроводности была построена, математическая модель температурного поля движущейся проволоки во время ЭПВ. Для численных расчетов температурных распределений были взяты данные из проводимых ранее натурных экспериментов волочения проволоки и описанных в [2]. Расчеты показали, что температура повышается незначительно, в пределах $5-10^0 C$, а это, в свою очередь, свидетельствует об отсутствии влияния температурного фактора на эффекты, которые возникают во время ЭПВ.

1. О.А.Троицкий, Электромеханический эффект в металлах, ж. Письма в ЖЭТФ, т..2,№ 10,18-22 (1969)
2. О.А. Троицкий , Ю.В. Баранов, Ю.С. Аврамов и А.Д. Шляпин , Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технологии, структура и свойства), том 1 и том 11 Изд-во АНО ИКИ (Москва - Ижевск) 2004 г, 563 стр и 467 с.
3. Ляшенко В. П Моделирование температурного распределения в движущейся проволоке с импульсными истоочниками тепла/ В.П. Ляшенко, Е.Б.Кобильская // Необратимые процессы в природе и технике:труды шестой Всеросийской конференции. Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. -Ч.2.- С.14-16.

ПРОБЛЕМЫ АМОРФИЗАЦИИ ВЕЩЕСТВ, ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ И СВЕХПРОВОДИМОСТЬ

Троицкий О.А., Дринков А.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

Данные о квазикристаллах и исследование дисперсности элементов выдвинули проблему соотношения кристаллического, квазикристалличского и аморфного твердого вещества. Выяснилось, что на основании резко очерченные характеристик потенциальной энергии структур каждого из трех состояний по соотношению их физических свойств может быть построен классификационный треугольник, одну вершину которого займут вещества с нормальной кристаллической структурой, другую – с квазикристаллической, третью – с аморфной. И, как нам представляется, должны иметь место структурные переходы от аморфного к квазикристаллическому и кристаллическому состояниям и наоборот. Они взаимно превращаются под влиянием энергетических воздействий. Например, аморфное состояние вещества можно переводить в квазикристаллическое путем специальной пластифицирующей электропластической деформации, уменьшающей хрупкость металлических стекол, что нами было установлено, используя способ многократной электропластической прокатки (ЭПП)Фуллерены и аналогичные им неорганические природные или искусственные образования, обладающие проводимостью могут иметь электропластичность, что можно связать с особенностями их структурного состояния. Такие вещества только по одной или двум осям трансляции не имеют дальний порядок или, наоборот, по одной или двум осям он присутствует, а по остальным его нет. Они несомненно являются квазикристаллическими веществами и, возможно, именно их предпочтительная двухмерность является причиной электропластичности. Указанные структуры могут обладать и трехмерным порядком, но трансляционное упорядочивание в них отсутствует. Тем не менее они обладают повышенной электропластичностью - до 300% . Возможно, в них существуют свои специфические дислокации, которые создают пластичность и электропластичность, если проводимость обеспечена на высоком уровне. Относительно недавно была опубликована работа по электропластической деформации нанотрубок углерода [J.Y. Hang, Nature, 2006, т.439, p 288]. Обычно их разрушение (без тока) происходит практически без остаточной деформации. Упругие деформации достигает величину порядка 15%. Пластификация нанотрубок возникает при пропускании электрического тока через них во время деформации растяжением. Для этого использовался пьезоманипулятор. Во время растяжения по ним пропускался ток величиной 100 мкА. Плотность тока при этом достигала больших величин – порядка 10 МА/мм^2. Образцы пластифицировались и разрушались при остаточной деформации порядка 300%. В результате трубки с исходным диаметром 12 нм и исходной длиной 24 нм после электропластической деформации имели диаметр 0,8 нм и длину до 91 нм. Указанная электропластичность нанотрубок наблюдалась на всех образцах нанотрубок –одностенных, двухстенных и многостенных.

В заключение отметим важное наблюдение ряда других авторов на основе многолетнего наблюдения явления сверхпроводимости в «чистых» металлах. Было установлено незакономерное повышение критических температур $T_{кр}$ при аморфизации и квазикристаллизации веществ. Аналогичный эффект может наблюдаться после электропластической деформации металлических стекол.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ ПИНЧ-ЭФФЕКТА ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕТАЛЛА

Троицкий О.А.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

1. Установлено участие в электропластическом эффекте (ЭПЭ) динамического пинч-эффекта - влияния собственного магнитного поля тока на пластическую деформацию металла посредством создания вибраций кристаллической решетки с частотой следования импульсов тока. Действие такой вибрации увеличивает пластичность металла и снижает сопротивление металла деформированию.

2. Механизм возникновения пинч-эффекта заключается в появлении вокруг деформируемого образца с током линий собственного магнитного поля тока - поперечного поля Холла, действующего на движущиеся заряды в электронной плазме тока в поперечном направлении, смещая электроны к оси проводника и воздействуя тем самым на кристаллическую решетку металла путем создания вибраций с частотой следования импульсов тока.

3.Эффективность указанного пондеромоторного действия тока определяется распределением напряженности магнитного поля H в приповерхностных слоях деформируемого металла, в который это поле диффундирует. При одной и той же плотности тока J_m. Пинч- эффект выражен тем ярче, чем больше радиус используемых образцов, а при одинаковых размерах образцов пинч- эффект сильнее в материале, обладающем высокой электропроводностью.

4. Используя методику двойных образцов, и моделируя действие пинч- эффекта по краю рабочей части образцов, удалось показать, что упругие колебания, вызванные пинч- эффектом, способны без участия теплового и электронно – пластического действия тока вызывать скачкообразную деформацию металла.

5. Указанное действие импульсного тока подобно действию ультразвука на пластическую деформацию металла, но оно мощнее и многограннее, поскольку в нем участвует также электронная компонента, связанная с влиянием «электронного ветра» на дислокации, участвующие в пластической деформации металла, а также, возможно, спиновой механизм депиннинга дислокаций от парамагнитных точек закрепления. Эти компоненты ЭПЭ, наряду с тепловым действием тока, которое легко можно создать, увеличивая средний ток через деформируемые образцы, предохраняет металл от преждевременного разрушения и позволяет избегать в технологических операциях электропластической деформации (ЭПДМ) операций промежуточных отжигов.

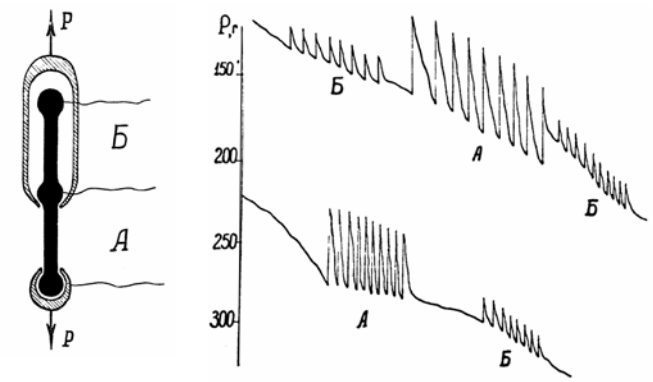


Рис 1. Диаграммы растяжения двойных монокристаллических образцов цинка $\chi_0 = 32^0$ с осцилляциями деформирующего усилия, связанными с прохождением одиночных импульсов тока по деформируемой (А) и недеформируемой (Б) части образцов

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ЧЕРЕЗ МЕХАНИЗМ ПИНЧ-ЭФФЕКТА НА УЗЛЫ, ДЕТАЛИ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

Троицкий О.А., Правоторова Е.А.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
Москва, Россия ,
oatroitsky@rambler.ru

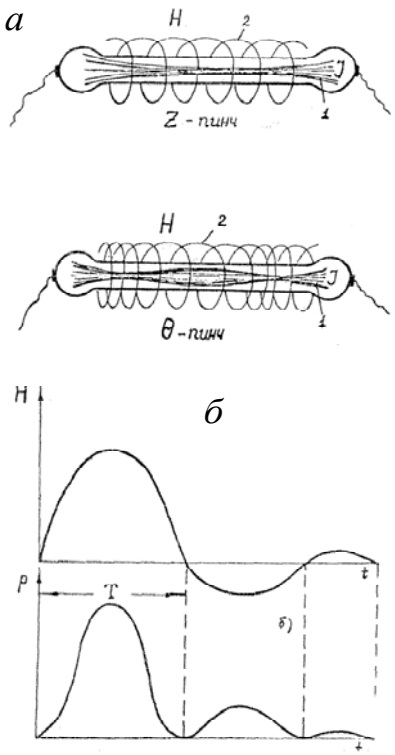


Рис. 2 а) Z и Q - пинч-эффекты. 1 - линии тока внутри образца; 2 - линии магнитного поля вокруг образца.
б) Изменение напряженности собственного магнитного поля образца с током (а) и сопряженного с ним динамического пинч-эффекта (б).

Пинч – эффект является пондеромоторным электромеханическим явлением. В его основе лежит взаимодействие тока с вызванным им магнитным полем. В проводниках или в элементах машин и механизмов, по которым проходят импульсы тока длительностью τ = 10-4 – 10-3 сек величиной по плотностям тока Jm= 104–106 А/ см2, возникают колебания и вибрации с частотой посылок тока ν (от единиц до сотен и тысяч Гц). Величины возникающих при этом механических напряжений пропорциональны квадрату плотности тока Jm2. Возможные технологические применения пинч-эффекта относятся к области силового действию тока и не связаны с тепловыми эффектами действия тока Джоуля – Ленца, Пельтье, Томсона (смещения зоны нагретости в направлении действия тока) и других. Термин «пондеромоторный» происходит от латинского слова ponderis - вес и motor - приводящий в движение. На основе пондеромоторных сил тока можно создавать узлы машин и механизмов нового типа, приводимые в движение пинч-эффектом. Кроме того в состояние регулируемой вибрации импульсами тока можно интенсифицировать и управлять пластической деформацией и прочностью металла. Можно влиять также на фазовые превращения в металлах и сплавов.

Физическая картина электродинамического пинч-эффекта заключается в том, что под влиянием собственного магнитного поля тока, которое своими силовыми линиями охватывает проводник с током, происходит оттеснение электронов проводимости и линий тока от поверхности вглубь металла, т.е. противоположно скин-эффекту. Происходящая при этом поляризация электронной системы металла в приповерхностных областях приводит к возникновению поперечного электрического поля Холла, которое начинает препятствовать дальнейшему сжатию электронной плазмы металла и становится причиной появления давления собственного магнитного поля тока на проводники, детали машин и механизмов. Первопричиной возникновения пинч-эффекта является сила Лоренца, которая действует со стороны собственного магнитного поля тока на электроны, движущиеся с дрейфовыми скоростями ve = Jm / em (где Jm - амплитудная плотность тока, e и m - заряд и масса электрона), на электронную плазму или «электронный ветер» с оттеснением последнего вглубь металла.

Механические напряжения от пинч-эффекта различны для разных металлов.

В статическом пределе сдвиговые напряжения, создаваемые пинч-эффектом, постоянны по сечению проводника и определяются по формуле σp = кJm2 R 2 / c2 где к –

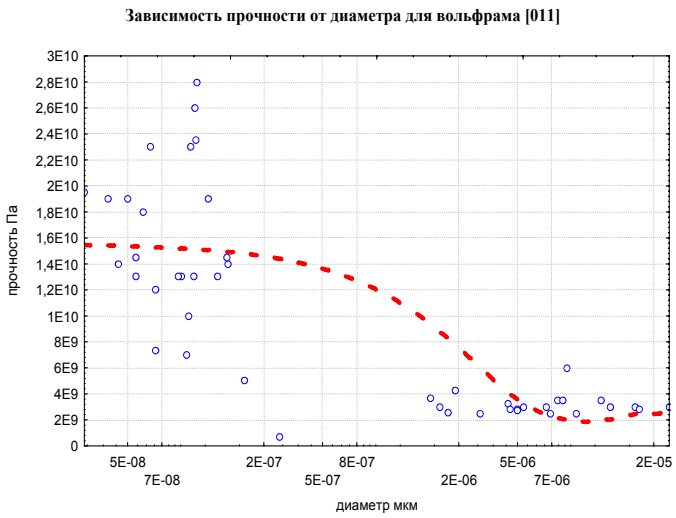
коэффициент, определяемый формой проводника, коэффициентом Пуассона и действующими системами скольжения дислокаций, равный примерно 0,5. В силу квадратичной зависимости σр от плотности тока Jm и от радиуса образца R (в общем случае - поперечного его размера) в определенных условиях и при специальных режимах тока динамический пинч- эффект может стать доминирующим фактором в суммарном эффекте действия тока при ЭПДМ, оказывая влияние на динамические процессы в машинах и механизмах.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЧНОСТИ И РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ

Троицкий О.А. и С.В.Зайцев

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
Научно-исследовательский институт ядерной физики МГУ
Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

По виду экспериментальной зависимости прочности металлических образцов от их размера сделан вывод о том, что при диаметрах образцов менее 0,1 мкм прочность на растяжение металлических нанообразцов практически не зависит от диаметра. Авторами были проведены эксперименты по определению прочности вольфрамовых образцов в различных диапазонах диаметров (~0,1 мкм и 1÷10мкм) как в исходном отожженном состоянии, так и после обработки ионами свинца в высокоинтенсивной «лазерной» плазме ($2\cdot10^9$ частиц/см^2 за импульс, 6000 импульсов длительностью 120 мкс, энергия 15 кэВ). Исследовались образцы из тугоплавких металлов: W, Mo, сплава W-5%Re и сталей 1Х18Н10Т, 316(10Х17Н13М2) и ЭП838 (07Х12Г14Н4ЮМ). Характер зависимости прочности от диаметра для разных металлов был примерно одинаковым.



Видно, что для образцов относительно больших диаметров прочность снижается примерно вдвое, а для образцов меньшего диаметра в пределах ошибок опытов прочность не меняется.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТРЕНИЯ

Рыбников Ю.С., Троицкий О.А.

Московский государственный институт радиотехники электроники и автоматики
Институт Машиноведения РАН Москва, Россия

Прочность (свойство) проявляется как результат двух основных характеристик (параметров) материалов (электровеществ) твёрдости и пластичности, механическое моделирование, которых не даёт полного понимания и расчёта механизма электропластической деформации. Разрушение металлов происходит при прокатке, волочении и др. методах холодной обработки металлов давлением, когда ослабевают электроструктуры в объёме и поверхности за счёт приближения части кристаллов друг к другу (уплотнение) и/или отдаления части кристаллов друг от друга (разуплотнение) в общем виде это (наклёп). При «наклёпе» происходит потеря электроатомов и соответственно пластичности (электропластичности) матерала (электровещества), которая обусловлена ослабленным электрическим взаимодействием (состоянием) электроструктуры между кристаллами и между электроатмами в кристаллах, что не позволяет проводить дальнейшую технологическую обработку без отжига (восстановления) электроструктуры предыдущего электрического взаимодействия между кристаллами и между электроатомами в кристаллах). Воздействие электрических зарядов (электроатомов, электрополей, электроволн) в виде импульсов постоянного тока, представляющего дискретные элементарные электроатомы (электрозаряды, электрополя) электровещества в виде объёмной электрической плотности с минимальным значением, «разжижает» (размягчает) электрическое поле твёрдого материала (электровещества) обеспечивая менее плотное, электропластическое электромагнитное взаимодействие (состояние) материала (электровещества), но с сохранением электроструктуры заготовки с технологическими характеристикам (электропластичностью).Упрочнение токопроводящих материалов можно осуществлять электроимпульсной обработкой постоянным током в процессе холодной обработки металлов давлением. При длительном воздействии на токопроводящий материал постоянным током в импульсном режиме устраняют дефекты электроструктуры конкретного материала с уплотнением (упрочнением) и увеличением работы выхода заряда. Прочность материалов (электровеществ) и конструкций мы оцениваем по внешним механическим, электрическим, химическим, физическим нагрузкам, прилагаемым к материалам, конструкциям, деталям, и видам соединений: клёпка, сварка, пайка и др., а разрушаем электроструктуру электроматериала т.е. электромагнитное взаимодействие электроатомов в материале (электровеществе) или их поверхностей. Таким образом - пластичность и твёрдость, а соответственно и прочность свойства материалов, обусловленные единым электромагнитным взаимодействием в электровеществе (электроструктурой), что и подтверждают эксперименты по трибоэлектричеству и импульсной обработкой постоянным (электроатомарным) током в режиме (электропластической деформацией), а конкретно:1 Электрическим взаимодействием между единичными электроатомами (электрозарядами, электрополями, стоячими электроволнами, электрочастицами, электрохимическими элементами), которое самоорганизует электроструктуру, (состояние) совокупного электроатома (электрохимического элемента); 2 Электрическим взаимодействием между совокупными и/или единичными электроатомами (химическими элементами), которое самоорганизует кристаллы; 3 Электрическое взаимодействие между кристаллами, которое самоорганизует электроструктуру, (электровещество).

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ НА ПОВЕРХНОСТЯХ ТРЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбников Ю.С., Троицкий О.А., Правоторова Е.А.

Московский Государственный институт Электроники Радиотехники и Автоматики, Институт Машиноведения РАН. Москва, РФ,
iuryr@yandex

Проблемы трения, трибоэлектричества, электроизноса и электроразрушения материалов трибопар включают в себя практически вес перечень проблем по единой теории поля (электровещества) на единой основе, позволяющей решить любую научно техническую и практическую задачу на единой основе и единой канве. Представленные результаты экспериментов прямого перехода твёрдого электровещества (объёмной электрической плотности) при нормальных условиях в постоянный (электроатомарный) электрический ток (разуплотнённое состояние электровещества) в процессе поверхностного перемещения тел подтверждающие, что при трении отрицательных зарядов не образуется, а образуются статические, в объёме электродонора и динамические на поверхности электроакцептора электронейтральные избыточные электроатомы.

Трение скольжения – это механическое перемещение тел (совокупных электроатомов), разрушающее существующее электромагнитное взаимодействие «трение покоя» между телами в начале и/или постоянным разрушением-восстановлением контактного взаимодействия между телами в ходе перемещения с одновременным совершением работы выхода заряда в точках контакта, переходом электронейтральных материалов (электровеществ), совокупных электроатомов (электровеществ), (скомпенсированных зарядов) в заряженные тела (не скомпенсированные заряды), генерацией постоянного (атомарного) электрического тока, образованием разности потенциалов и её нейтрализации в электроискровых разрядах в точках разрыва контакта, с одновременным элекроизносом и электроразрушением электровещества[] Трение имеет два режима: 1.с самоорганизующимся электроизносом и электроразрушением материала (электровещества); 2.соморганизации прцесса без электроизноса и электроразрушения материала (электровещества).

Электричество – это взаимодействие электрических (полевых, зарядовых, волновых,) газообразных объёмных плотностей, в форме шаров (сфер), жидких и твёрдых тел любой формы, как единичных так и совокупных электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн, электрочастиц), с самоорганизацией в зависимости от условий эксперимента, собственного конкретного электромагнитного поля, обладающего конкретной электрической плотностью и свойствами проявляющимися в виде: постоянного электрического тока, электроискровых разрядов, электродуговых разрядов, электроплазм, электрошумов, электросвета, электромагнитов, электротепла, электрогазов, электрожидкостей, твёрдых электротел, электро- радиоизлучений всех диапазонов с разуплотнением и переходом из скомпенсированного уплотнённого электронейтрального состояния вещества, в разуплотнённое электронейтральное и/или разкомпенсированное заряженное состояние, и наоборот.

В технологическом процессе при электроимпульсной обработке заготовки и инструмента в режиме от 0,5с до $5x10^{-6}$ с. постоянным током $I_{об.}$= 100 до 10000А при насыщении электрическими зарядами (электроатомами) заготовки получаем разуплотнённое состояние электровещества (режим электропластической деформации), при котором электроизнос и электроразрушение материалов практически отсутствуют (подавляются).

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЛЕНТЫ ИЗ ПРИПОЕВ ПЖК-35, ВПР-4, А ТАКЖЕ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ПРЕДНАЗНАЧЕННОГО ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ВЫТЯЖКИ

Сташенко В.И., Троицкий О.А.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
г.Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

Ленты из сплавов ПЖК-35 и ВПР-4, а также специального титанового сплава, предназначенного для глубокой вытяжки, готовились в виде полос шириной 3 мм и длиной 300 мм. Они имели исходную толщину 1 мм. В процессе опытов полосы повергались многопроходной прокатке с той или иной степенью единичного обжатия с током и без тока. Использовалась схема подведения тока одним полюсом до зоны деформации (ЗД) с помощью скользящего контакта и вторым полюсом на деформирующие валы прокатного станка В-5, как показано на Рис 1. Подача ленты в зону деформации и ее прием после прокатки осуществлялись вручную двумя операторами. Создавалось небольшое противонатяжение до м после ЗД. Протяженность участка действия тока перед зоной деформации составляла 2-3 мм.

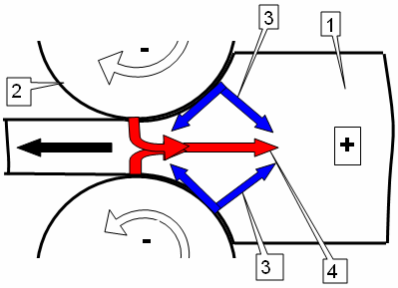


Рис 1. Схема опыта.

После многопроходной (до 20 проходов) электропластической прокатки (ЭПП) было получено удлинение образцов на 300 – 400% для указанных сплавов до толщины 0,2 мм без видимых разрушений и растрескиваний. Были определены оптимальные режимы импульсного тока : амплитудная плотность тока J_m порядка 500-600 А/мм^2; длительность импульсов 150 мкс, частота следования импульсов 500 Гц.

Такая же многопроходная деформация без тока приводила к растрескиванию и расслоению материала, особенно полос из специального титанового сплава, предназначенного для глубокой вытяжки.

Следует отметить, что в результате ЭПП во всех случаях происходило значительное уширение ленты (до 20%) при значительных единичных обжатиях. При этом суммарная длина образцов уменьшалась по сравнению с образцами, проходившими прокатку без тока. Это свидетельствует об увеличении поперечно пластической деформации металла в ходе ЭПП. Инверсия наблюдаемого эффекта происходила при малых единичных обжатиях материала и полосы, прокатываемые по технологии ЭПП показали большую конечную длину, чем полосы, прокатываемые без тока. Кроме того, такие образцы при последующих механических испытаниях показали повышенную остаточную пластичность увеличение предела прочности в несколько раз.

МНОГОПРОХОДНАЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЛЕНТЫ ИЗ ПРИПОЯ ПЖК-35

Троицкий О.А., Сташенко В.И.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
г.Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

В первых пробных экспериментах было установлено, что лента из сплава ПЖК-35, не прошедшая в состоянии поставки отжига, одинаково плохо деформируется с током и без тока. Поэтому перед электропластической прокаткой (ЭПП) лента подвергалась нагреву в печи до 980^0С за 1,2 часа с выдержкой при указанной температуре в течение 0,1 часа и с быстрым охлаждением (закалкой) в воду. После отжига широкая лента зачищалась и разрезалась на полоски шириной по 3 мм и длиной по 300 мм. Образцы, имеющие исходную толщину 140 мкм, повергались многопроходной прокатке (до 10 проходов) с той или иной степенью единичного обжатия с током и без тока. Использовалась схема подведения тока одним полюсом до зоны деформации (ЗД) с помощью скользящего контакта и вторым полюсом на деформирующие валы прокатного станка В-5, как показано на Рис 1. Подача ленты в ЗД и ее прием после электропластической прокатки (ЭПП) осуществлялись двумя операторами, которые создавали небольшие противонатяжения до и после ЗД. Участок действия тока на входе в ЗД составляла 2-3мм.

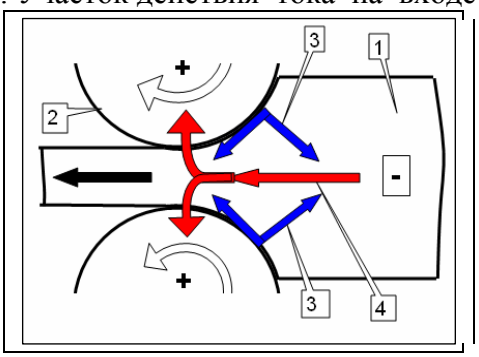


Рис. 1. Схема опыта

Образцы, прошедшие многоходовую прокатку с током до 10 проходов) меняли свою длину, ширину и толщину в зависимости от степени единичных обжатий. Толщина образцов уменьшалась на 40-45 мкм; предельная их толщина составляла 80-85 мкм; возникало также увеличение ширины прокатываемых с током образцов более, чем на 10-15% с увеличением степени единичных обжатий до 20% и более. Были определены оптимальные режимы импульсного тока: амплитудная плотность тока J_m порядка 500-600 А/мм^2; длительность импульсов 150 мкс и частота следования импульсов 500 Гц. При этом длина полосы уменьшалась по сравнению с контрольными образцами, проходившими такую же прокатку без тока. Последние лишь увеличивались в длине, имея толщину порядка 100 мкм. Электрическое сопротивление образцов составляло следующие величины: а) после отжига 28-30 мОм; б) после деформации по технологии ЭПП 30-32 мОм; в) после деформации прокаткой без тока 35-40 мОм. В процессе ЭПП имеет место частичное дисперсионное твердение ленты, более сильное, чем при прокатке без тока, что дает эффект упрочнения по переходам и не позволяет достигать тонких размеров ленты (40 мкм и меньше) на нежестком прокатном оборудовании.

ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ МЕТАЛЛА С ТОКОМ

Троицкий О.А., Сташенко В.И.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН
Москва, Россия,
oatroitsky@rambler.ru

Под влиянием импульсного тока, примененного в зоне деформации (ЗД) во время прокатки, на 25-30% уменьшаются усилия прокатки. Кроме того, изменяются геометрические параметры полосы или листа как в сторону уширения на 15-20% (при больших степенях обжатия) с сокращением длины заготовки, так и в сторону уменьшения ширины и увеличения длины (при малых единичных обжатиях) по сравнению с прокаткой без тока. Наконец, при снижении усилий прокатки под влиянием тока появляется возможность получения более тонких заготовок за счет снижения роли явления подката.

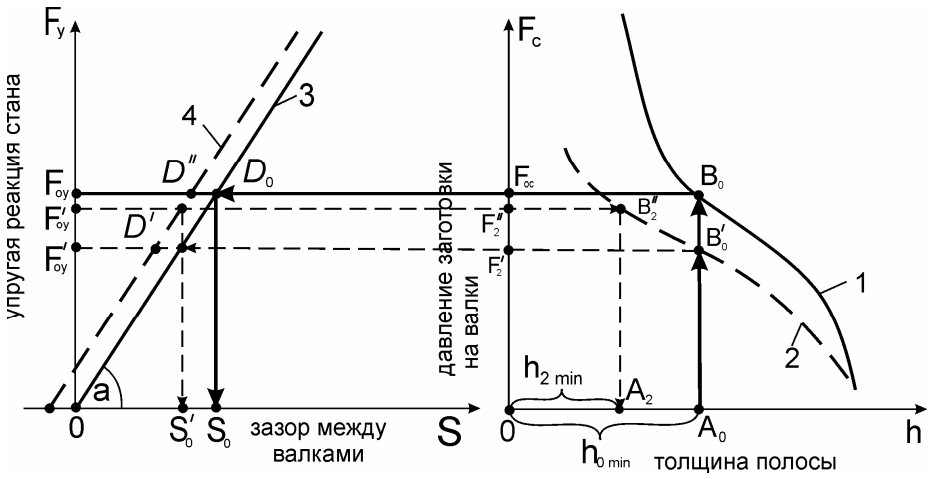


Рис.1. Изменение силовых параметров прокатки при использовании тока в ЗД

Сплошной кривой 1 справа показана зависимость силы давления $F_c = f(h)$ на валы для обычной прокатки. Для каждого стана, имеющего определенную жесткость, характерна своя минимально возможная толщина заготовки $h_{o\,min}$ = OA_o, тоньше которой невозможно прокатать заготовку. При уменьшении h против значения $h_{o\,min}$ возникает явление подката в связи с упругим прогибом валов. На рис.1 справа пунктирной кривой 2 приведена аналогичная зависимость для электропластической прокатки (ЭПП). Она располагается ниже кривой 1 на 20-35% в различных ее частях. Отрезок на $OF_2^{/}$ показывает уменьшение при ЭПП силы давления заготовки на валы. Величина уменьшения давления составляет $\Delta F = F_{oc} - F_2^{/}$, а уменьшенный штатный зазор между валами равен OS_o', что позволяет расширять ассортимент получаемой на стане продукции в сторону ее утоньшения.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТИ И СЕЙСМОСТОЙКОСТИ ТЕПЛОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ВВЭР 440 ОП РИВЕНСКОЙ АЭС

Балабан В.М., Гурьев Н.В., Кравченко Н.И., Сизова Н.Д., Скляров В.В.

ННЦ «Институт метрологии», г. Харьков, Украина
kravchenko@metrology.kharkov.ua

В связи с требованиями МАГАТЕ повысить сейсмостойкость энергоблоков АЭС Украины возникла необходимость исследования прочностных характеристик оборудования ВВЭР 440 ОП РАЭС [1].

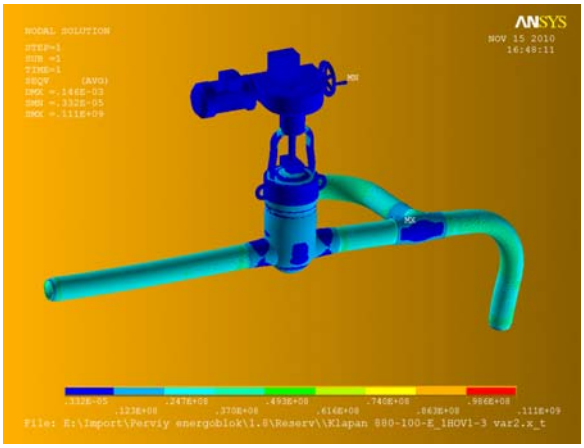
Прочностные характеристики оборудования ВВЭР 440 для МРЗ 6 баллов исследованы согласно требованиям ПНАЭ Г-7-002-86 на АПК AutoCAD Inventor Suite 2010 и АПК ANSYS [2}.

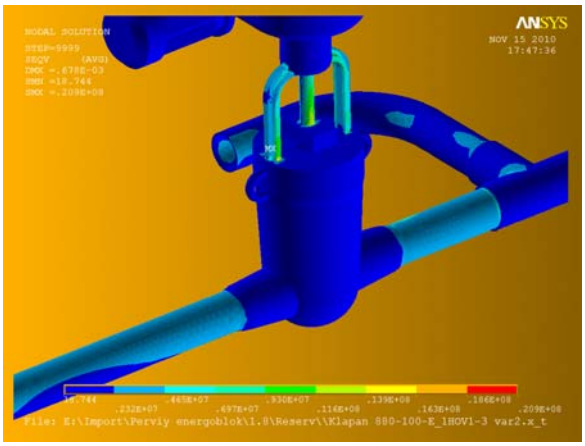
Для подтверждения достоверности расчетов были проведены испытания оборудования, установленного на месте эксплуатации, в реальных условиях работы АЭС методами свободных и вынужденных колебаний.

На рис. представлены результаты исследования характеристик задвижки 880-100-э (1 ХОВ-3) на статическую (а) и сейсмическую прочность (б).

Для корпусов оборудования приведенные напряжения определяются по суммам составляющих мембранных и изгибных напряжений.

При проведении расчета на сейсмостойкость использовался соответствующий спектр воздействия на оборудование. При этом рассматривался случай сейсмического воздействия по двум горизонтальным осям (Ox и Oy) и вертикальной оси (Oz) координат. Значение ускорений в вертикальном направлении принималось равным 0,7 от значения ускорений в горизонтальном направлении.





а) б)

Рисунок – Результаты расчета прочностных характеристик

1. Международное агентство по атомной энергии. Проектирование и аттестация сейсмостойких конструкций для атомных электростанций. Серия норм по безопасности № NS-G-1.6, МАГАТЕ, Вена (2008).
2. 2 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (Г-7-002-86 ПНАЭ).– М.:Энергоатомиздат, 1989.–512 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВОДОРОДНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Мерсон Е. Д., Криштал М. М., Мерсон Д.Л., Еремичев А.А., Караванова А.А.

ТГУ, Тольятти, Россия
d.merson@tltsu.ru

Водородная хрупкость металлов и сплавов ежегодно становится причиной большого числа аварий и техногенных катастроф. В связи с этим существует настоятельная потребность в разработке методов контроля процесса водородной повреждаемости в реальном времени. Одним из наиболее эффективных инструментов для решения этой задачи является метод акустической эмиссии (АЭ).

Для исследования были использованы плоские образцы стали 70 размером 20×120 мм, толщиной δ = 1.5, 1.8 и 2.5 мм. Образцы после термообработки на твердость 49±2 HRC с целью наводороживания подвергалась гальваническому щелочному цинкованию, далее для части образцов применяли обезводороживающий отжиг: 3 часа при 190±10 (ТО190) и 250±10 ºС (ТО250). Механические испытания образцов проводили по схеме трехточечного изгиба при трех различных начальных скоростях деформирования: “низкой” – $3\cdot10^{-6}$с$^{-1}$, “средней” – $3\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$ и “высокой” – $3\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$. За основную характеристику пластичности образца принимали величину максимального прогиба Δ_{max} в момент разрушения. В процессе механических испытаний регистрировали сигналы АЭ с помощью АЭ-системы «ЭЯ-2» (ТГУ г. Тольятти).

Основные полученные результаты сводятся к следующему:

1. Разрушение образцов с покрытием и без покрытия начинается с поверхности образца, причем как со стороны растянутых, так и со стороны сжатых волокон. В результате чего в изломах оцинкованных образцов под действием водорода образуются характерные зоны охрупчивания, размер которых увеличивается с повышением содержания водорода в стали.

2. Дискретные сигналы АЭ в процессе испытания образцов, в основном, не связаны с пластической деформацией, а являются следствием отдельных актов микроразрушения. Поэтому с увеличением влияния водорода на деформационные процессы (при увеличении его концентрации и снижении скорости деформирования) количество дискретных сигналов АЭ растет.

3. Процесс развития трещины в стали 70 независимо от состояния образца имеет скачкообразный характер. При этом с увеличением содержания водорода в образце шаги трещины учащаются, а их длина сокращается, поэтому при относительно высоком содержании водорода (например, как в образце с покрытием без ТО) процесс разрушения становится лавинообразным.

4. Увеличение скорости деформирования приводит к уменьшению отличий в кинетике разрушения между образцами в различных состояниях. Тем не менее, даже при высокой скорости, процесс роста трещины в образце с покрытием без ТО протекает более динамично, чем в образцах с меньшим содержанием водорода.

5. Процесс разрушения образцов с цинковым покрытием в условиях водородной хрупкости включает четыре характерных стадии: I – инкубационный период (активность АЭ минимальна, происходит зарождение микротрещин), II – стадия максимальной активности АЭ (скорость роста трещины сначала возрастает, а затем достигает постоянного максимального значения), III – стадия снижения активности АЭ (рост трещины замедляется) и IV – стадия предразрушения и разрушения (увеличивается длина скачков трещины).

6. Длительность инкубационного периода увеличивается при повышении скорости деформирования с $3\cdot10^{-6}$ до $3\cdot10^{-4}c^{-1}$ и уменьшается с увеличением содержания водорода и повышением скорости деформирования с $3\cdot10^{-4}$ до $3\cdot10^{-3}c^{-1}$.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 07-02-96613-р_поволжье_а

ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20

Андреев А.А., Змий В.И., Картмазов Г.Н., Ожигов Л.С., Руденко А.Г. Рыбальченко Н.Д., Савченко В.И.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина,
kartmazov@kipt.kharkov.ua

Разработка конструкционных материалов с покрытиями для защиты поверхности изделий от коррозии представляет собой большой научный и практический интерес. Цель исследований заключалась в определении влияния разного рода покрытий, таких как Cr, TiN, TiMoN и др. на механические свойства ст.20, которые могут влиять на работоспособность изделия в целом.

Покрытия наносились методами активированного диффузионного насыщения в вакууме (Cr) и усовершенствованного вакуумно-дугового осаждения (TiN, TiMoN и др.), разработанными в ННЦ ХФТИ. Ранее покрытия, нанесенные этими методами, прошли стендовые отборочные испытания в ННЦ ХФТИ (в т.ч. в автоклавах, имитирующих реакторные условия при температуре 350 ^{o}C). При этом необходимо отметить, что температура нанесения для разных покрытий – разная, и сами покрытия имеют различные механические свойства.

Были проведены испытания на одноосное растяжение и ударную вязкость ст.20 с разными покрытиями. Образцы для механических испытаний на растяжение представляли собой круглые образцы диаметром 4,0 мм и размером рабочей части 20 мм. После обработки все образцы были испытаны на растяжение со скоростью деформации $10^{-3}\cdot c^{-1}$ на универсальной испытательной машине INSTRON 5581 согласно ГОСТ 1497-84 «Металлы, методы испытаний на растяжение при комнатных температурах» и ГОСТ 9651-84 «Металлы, методы испытаний на растяжение при повышенных температурах».

Испытания проводили на воздухе при температурах 20 и 350 ^{o}C. Исследовались модуль Юнга, пределы текучести и прочности, равномерное и относительное удлинение, ударная вязкость, структура образцов до и после испытаний.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что технология нанесения и покрытия не ухудшают механических свойств стали, и в совокупности с результатами коррозионно-эрозионных исследований, проведенными ранее, могут служить основанием для постановки покрытий на реакторные испытания.

В соответствии с этим, по договоренности с руководством ОП ЗАЭС, партия макетных образцов (27 шт.) с покрытиями разного вида была поставлена на испытания в среде второго контура ОП ЗАЭС.

ВЛИЯНИЕ ЗНАКА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБ

Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Иоффе А.В.*

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия
** ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара, Россия*
motom@yandex.ru

В месторождениях нефти присутствует значительное количество растворенных газов O_2, CO_2, H_2S, что приводит к кислородной, углекислотной и сероводородной коррозиям и интенсификации процессов разрушения. Высокая агрессивность сред нефтяных месторождений и связанные с этим более жесткие условия эксплуатации требуют повышения коррозионной стойкости труб нефтяного сортамента.

Одним из основных факторов, определяющим кинетику развития коррозионно-механического разрушения металлических изделий, является наличие в них остаточных напряжений (ОН). Коррозионное и механическое разрушения труб зарождаются и развиваются на поверхности, поэтому величина и знак поверхностных ОН имеет первостепенное значение, особенно для развития водородной хрупкости. Однако в настоящее время наличие остаточных напряжений в трубах не контролируется производителями и не нормируется технической документацией.

Исследования проводили на трубах из сталей феррито-перлитного класса, которые условно разделили на две группы: низкоуглеродистые (стали 10 и 20) и среднеуглеродистые низколегированные (стали 23Г2А, 37Г2С, 30ХМА, 45ГБ). Это позволило охватить почти весь спектр типичных сталей, используемых в нефтедобывающей промышленности.

Нами разработан метод термической обработки, позволяющий получить контролируемое распределение остаточных напряжений, в частности на обеих поверхностях труб образуются остаточные сжимающие напряжения 200 МПа [1].

Влияние ОН на коррозионную стойкость оценивали по испытаниям на общую коррозию и на водородное охрупчивание по изменению механических свойств образцов после пребывания 720 ч в H_2S-содержащей среде (NACE TM 02-84).

Исследование на общую коррозию показало, что увеличение поверхностных сжимающих ОН до уровня 200 МПа уменьшает скорость коррозии с 0,57 до 0,33мм/год.

Большую чувствительность к развитию водородной повреждаемости проявляют характеристики пластичности (δ и ψ). Наличие поверхностных ОН приводит к снижению потери пластичности при нахождении образцов в коррозионной среде (720 часов), что в среднем составило: по относительному удлинению для низкоуглеродистых сталей с 19 до 12 %, и для среднеуглеродистых с 20 до 10 %; по относительному сужению для низкоуглеродистых сталей с 13 до 5 %, и для среднеуглеродистых с 20 до 8 %.

1. Пат. № 2299251 РФ. Способ термической обработки труб / В.И. Пузенко, А.М. Николаев, М.А. Выбойщик, Р.Н Быков, и др. // заявл. 19.01.2006; опубл. 20.05.2007, Бюл. 2007/14. – 6с.

ФОРМИРОВАНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТПУСКЕ ХРОМО-МОЛИБДЕНОВЫХ СТАЛЕЙ

Выбойщик М.А.*, Иоффе А.В., Князькин С.А., Трифонова Е.А.

ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара, Россия
** Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия*
motom@yandex.ru

Механические и коррозионные свойства хромо-молибденовых сталей мартенситно-бейнитного класса формируются в процессе отпуска и зависят от состава и дисперсности образующихся карбидов. Однако четкие представления о механизмах кинетики формирования карбидной фазы отсутствуют.

В качестве объекта исследований нами выбрана сталь 15Х5МА (5вес%Cr и 0,5вес%Mo), обладающая повышенной жаростойкостью и коррозионной стойкостью в H_2S и CO_2-содержащих средах.

Методами растровой микроскопии, электронной микроскопии на просвет и дифракционного анализа изучали изменение расположения, формы и состава карбидных выделений и измерения механических и коррозионных свойства в зависимости от температуры и кратности отпуска (табл.1).

Таблица 1. Механические и коррозионные свойства стали 15Х5М после различных режимов отпуска

Термическая обработка	σ_B,	σ_T,	δ, %	*KCV*°, кДж/м^2, и % вязкой составляющей		σ_{th}, в % от $\sigma_{0,2}$	K_{1ssc}, МПа·м$^{1/2}$	Скорость коррозии, мм/год, в средах	
	МПа			-50°C	-70°C			H_2S	CO_2
Нормализация при 900°C	1355	870	12,5	3,2	-	-	-	-	-
Нормализация +отпуск 690°C	685	570	16,0	58,8	-	55	16,0	-	-
Нормализация +отпуск 710°C	635	570	21	196,0	-	60	21,0	-	-
Нормализация +отпуск 730°C	745	645	20,0	137,2	-	60	20,0	0,30	0,48
Нормализация +отпуск 770°C	735	605	24,0	176,4 (100%)	171,3 (100%)	75	29,0	0,30	0,45
Нормализация +отпуск 790°C	630	505	22,5	196,0 (100%)	168,9 (100%)	80	30,3	0,30	0,30
Нормализация +отпуск 790°C + отпуск 670°C	720	585	20,5	212,7 (100%)	212,5 (100%)	80	31,2	0,20	0,20
Треб. API 5CT, гр.пр. L80	655	552-655	≥15,0	-	-	-	-	-	-

Видно, что двойной отпуск (790°C + 670°C) обеспечивает наиболее высокие свойства по прочности (группа прочности L80), хладостойкости, стойкости к углекислотной и сероводородной коррозиям. Это обусловлено дополнительным выделением при повторном отпуске мелкодисперсных (0,15 мкм) карбидов Mo_2C пластинчатой формы.

АНОМАЛЬНАЯ ДИФФУЗИЯ ВО ВНЕШНИХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПОЛЯХ

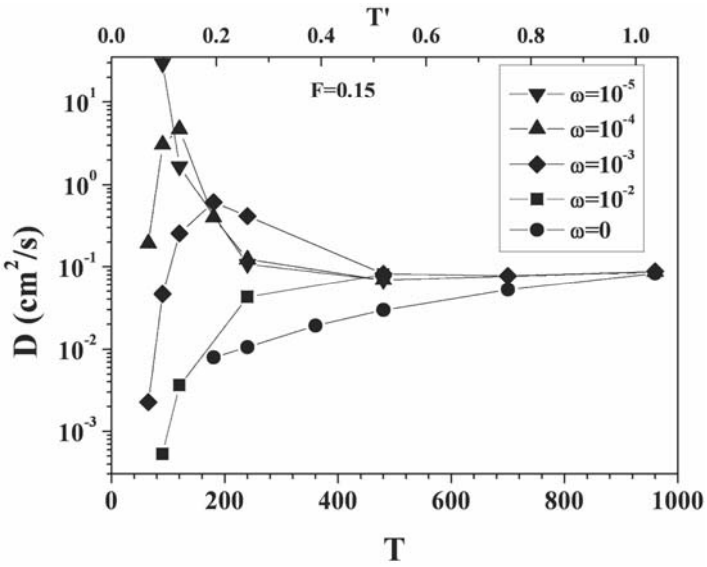
Марченко И.Г., Марченко И.И.*

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина
march@kipt.kharkov.ua
**НТУ «Харьковский политехнический институт»,*
г. Харьков, Украина

Возможность изменения подвижности атомов, точечных и линейных дефектов в твердых телах без изменения температуры матрицы может являться важным для развития новых методов изменения свойств материалов, чувствительных к термическому воздействию. Этого можно достичь, воздействуя на материал электрическими, магнитными, акустическими или электромагнитными полями.

В работе методами компьютерного моделирования исследованы особенности диффузии частиц в кристаллической решетке под воздействием внешней периодической силы. Движение частицы описывалось обобщенным уравнением Ланжевена. Потенциальный рельеф частиц в кристалле представлял собой периодическую функцию с высотой энергетического барьера U_0.

При транспорте частиц под действием внешней силы, величина которой меньше критического значения, их диффузию нельзя описать классической зависимостью Эйнштейна.



Показано что в системах с низким коэффициентом трения возникают аномальные режимы диффузии в различных временных интервалах транспорта частиц: гипердиффузия и субдиффузия. Наложение внешнего, периодического во времени, поля приводит к ограничению временных интервалов аномальной диффузии, что вызывает зависимость измеренных коэффициентов диффузии от частоты приложенной силы.

Рассчитаны температурные зависимости коэффициентов диффузии частиц, находящихся под воздействием внешних периодических полей с различной частотой. На рисунке приведены графики изменения коэффициентов диффузии атомов водорода с температурой. Под действием внешней силы коэффициент диффузии внедренных атомов может увеличиваться более чем на семь порядков при постоянной температуре матрицы.

Как видно из рисунка, внешнее периодическая сила вызывает аномальное поведение диффузии с температурой. Эта зависимость изменяется с частотой. При некоторых частотах диффузия может возрастать в некотором температурном интервале. Такое необычное поведение коэффициента диффузии исчезает с уменьшением частоты приложенной внешней силы.

ДИФРАКЦИЯ ЭЛЕКТРОНОВ НА РЕШЕТКЕ ИЗ БЕСКОНЕЧНО ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ

Безуглый А.В., Безуглый Е.А., Петченко А.М.

Харьковская национальная академия городского хозяйства, Харьков, Украина,
ompet@ukr.net

В работах [1, 2] был использован квантовый подход к описанию явления дифракции света на одной, двух и системе параллельных щелей в непрозрачном, металлическом экране. В данной работе ставится задача для углов дифракции монохроматического пучка электронов рассеянного металлической решеткой, образованной периодической последовательностью бесконечно тонких металлических лент. При этом, как и в работах [1,2] будем основываться на таких же основных предположениях:

1. Электроны пучка, пролетая сквозь щели, взаимодействуют с электронами, находящимися в металлических лентах;
2. Электроны пластин находятся в состоянии свободного движения в одномерной бесконечно глубокой потенциальной яме;
3. Взаимодействие между электронами пучка и электронами, движущимися в лентах осуществляется по закону абсолютно упругого удара.

В бесконечно глубокой потенциальной яме электроны могут иметь только определенные, дискретные значения импульсов [3]

$$p = \frac{n\pi\hbar}{a} \ , \tag{1}$$

где $n = 1,2,3\ldots$, $\hbar$ – постоянная Планка.

Следовательно, импульсы электронов пучка, взаимодействующих с электронами пластин могут изменяться на дискретные значения и будут рассеиваться только под определенными углами.

Решая совместно систему двух уравнений полученных из законов сохранения импульса и энергии для углов дифракции φ получено следующее уравнение:

$$\frac{\sin\varphi}{1+\cos\varphi} = \frac{\lambda}{2}n \ , \tag{2}$$

которое, в случае малых углов дифракции $\varphi << 1$ совпадает с уравнением дифракционной решетки, известным в оптике [4].

$$a\sin\varphi = n\lambda \ . \tag{3}$$

1. Безуглый А.В., Петченко А.М. К квантовой теории дифракции света на двух щелях. Материалы VII Международной конференции “Физические явления в твердих телах”, Харков, ХНУ им. В.Н.Каразина, 2005. с.142.
2. Безуглый А.В. Дифракция фотонов на системе параллельных щелей, //Радиотехника, 2006. Вып.147. с.65-68.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика, т. 3 - М., 1963, с. 61-65.
4. Борн М., Вольф Э. Основы оптики. М., Наука, 1973. с. 371.

МОДЕЛИ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ БАЛОК И ОСОБЕННОСТИ ИХ ПРОЧНОСТНЫХ - ЖЕСТКОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Саркисян С.О., Алваджян Ш. И.

Гюмрийский государственный педагогический институт,
slusin@yahoo.com, alvajyanshushan@mail.ru

Прогресс в микро- и нанотехнологии представляет перед механикой деформируемых тел новые проблемы, которые способствуют развитию исследований по структурной механике деформируемых тел [1].

В настоящее время в качестве математической модели нано-, микро-, мезоразмерных тонкостенных объектов рассматриваются тонкие стержни, пластинки и оболочки на основе микрополярной (несимметричной, моментной) теории упругости, при которой во внутреннее межатомное взаимодействие фактически полностью учитываются и силовые и моментные вклады.

Основная проблема общей теории микрополярных анизотропных упругих тонких балок, пластин и оболочек заключается в приближенном, но адекватном сведении двумерной или трехмерной краевой задачи микрополярной анизотропной теории упругости к некоторой одномерной или двумерной задаче. Для достижения этой цели уместно использование асимптотического метода интегрирования краевой задачи микрополярной анизотропной теории упругости в тонких плоских или пространственных областях. Принимая в основу качественные результаты исходного приближения асимптотического решения двумерной или трехмерной краевой задачи микрополярной анизотропной теории упругости в тонких областях, можем формулировать (с точки зрения приложений в инженерной практике) достаточно общие предположения (гипотезы) [2], которые позволяют двумерную или трехмерную задачу свести к прикладной одномерной задаче микрополярных анизотропных балок или к двумерной задаче пластин и оболочек.

В данной работе при помощи такого подхода, в зависимости от значений безразмерных физических параметров балки, построены общие модели микрополярных анизотропных упругих тонких балок со свободным вращением; со стесненным вращением; “с малой сдвиговой жесткостью”, при которых полностью учитываются поперечные сдвиговые и родственные им деформации.

На основе построенных моделей микрополярных анизотропных упругих тонких балок рассматриваются конкретные задачи об определении напряженно- деформированного состояния балок с определенными граничными условиями. Эти задачи доведены до поучения окончательных численных результатов. На основе анализа полученных результатов выявляются специфические особенности поведения (и одновременно эффективные свойства) микрополярного и анизотропного материала балок.

1. Морозов Н. Ф. Структурная механика материалов и элементов конструкций. Взаимодействие нано-микро-мезо- и макромасштабов при деформировании и разрушении // Известия РАН. Механика твердого тела. 2005. № 4. С.188-189.
2. Саркисян С. О. Математическая модель микрополярных упругих тонких оболочек с независимыми полями перемещений и вращений// Вестник Пермского гос. тех. ун-та. Механика. 2010. № 1. Тематический выпуск: “Математическое моделирование физико-механических процессов. С. 99-111.

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сахвадзе Г.Ж.

Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва, Россия
sakhvadze@mail.ru

Существенный прорыв в разработке новых способов обработки материалов, в том числе и наноструктурных, может дать подход, основанный на импульсных высокоэнергетических технологиях воздействия. В работе рассматриваются возможности и примеры применения принципов наноструктурирования объемных титановых сплавов на основе лазерно- ударно-волновых импульсных воздействий.

Лазероноударноволновая обработка (ЛУВО), как один из импульсных методов обработки объемных материалов и сплавов, может быть применена к материалам для увеличения толщины наноструктурированного слоя до 1,5–2 мм, а также для придания этой области повышенной термостойкости образованных при этом существенных сжимающих остаточных напряжений. Суть метода заключается в следующем. При фокусировке короткого (в диапазоне 3–30 нсек) и интенсивного (> 10^{13} Вт/м^2) лазерного импульса на поверхность наноструктурного материала, поверхностные слои мгновенно испаряются (явление абляции) и образуется поверхностная плазма с высокими температурой (приблизительно 10000 К) и давлением (> 5 ГПа). Плазма при расширении от облучаемой поверхности излучает ударные волны, и механические импульсы распространяется как в среде, так и в конструкции. В экспериментах используется неодимовый импульсный лазер, генерирующий выходную мощность 80-100 Дж. с продолжительностью импульса около 20 нс, форма которого может быть как гауссовской, так и иметь несимметричный профиль с укороченным временем нарастания (УВН).

Были предприняты усилия по оптимизации условий получения ударной волны, чтобы генерировать максимальное поле сжимающих остаточных напряжений. Например, при повторных воздействиях лазерного импульса некоторые наноструктурные сплавы имеют положительную тенденцию на увеличение уровня всего поля сжимающих остаточных напряжений, особенно около поверхностей. Например, при первом воздействии лазерного импульса (с плотностью мощности $4x10^{13}$ Вт/м^2) генерируется сжимающие остаточные напряжения величиной 190 МПа, при втором импульсе - 240 МПа, а при третьем импульсе они повышаются почти до 300 МПа. Исследования показывают, что предел текучести исследуемых наноструктурных материалов также увеличивается (от 7 до 15 %) пропорционально числу лазерных воздействий.

Результаты исследований на усталостную прочность показали заметные улучшения предела выносливости материала при базовом числе циклов 10^7 по сравнению с необработанным образцом. Зафиксировано улучшение усталостных характеристик до 22 %, что, по всей вероятности, связано со значительной задержкой возникновения усталостной трещины в случае ЛУВО.

ИЗМЕРЕНИЕ ПОРИСТОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Подымова Н. Б., Карабутов А. А.

Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия
npodymova@mail.ru

Пористость является одной из основных характеристик газотермических покрытий (ГТП) и служит контролируемым показателем качества технологического процесса напыления [1]. Для количественной оценки пористости применяется метод гидростатического взвешивания (МГВ) [2], который привлекает относительной простотой и доступностью испытательного оборудования. Однако из-за систематических ошибок МГВ возникает потребность в разработке альтернативных методов измерения пористости ГТП.

В настоящей работе предложен и экспериментально реализован лазерный оптико-акустический метод (ЛОАМ) измерения пористости (объемной концентрации пор) покрытий из оксида алюминия Al_2O_3 и самофлюсующегося сплава ПГ-СР4 толщиной 45÷540 мкм, полученных плазменным газотермическим напылением на стальную подложку. Метод основан на лазерном термооптическом возбуждении зондирующих ультразвуковых импульсов [3], измерении фазовой скорости продольных акустических волн в образце покрытия, пропитанного иммерсионной жидкостью (дистиллированная вода, этанол или керосин), и использовании теоретической модели распространения ультразвука в двухфазной среде [4] для расчета объемной концентрации жидкости $n_ж$ в образце, совпадающей с пористостью «сухого» покрытия: $P = n_ж \times 100\%$.

Значения пористости покрытий P (%), полученные методами ЛОАМ и МГВ, представлены в таблице и совпадают в пределах погрешности измерений. Таким образом, ЛОАМ может быть использован для оперативного и достоверного контроля пористости изделий с ГТП в процессе их изготовления и эксплуатации.

№ образца	*ЛОАМ*			*МГВ*	
	вода	этанол	керосин	вода	керосин
Покрытия из Al_2O_3					
1.1	22±5	21±4	23±5	21	27
1.2	16±4	14±3	12±2	15	13
1.3	9±2	8±1	11±2	14	12
1.4	7±1	8±1	9±2	10	13
1.5	11±2	7±1	8±1	10	15
1.6	19±5	18±5	20±6	20	15
1.7	1,4±0,2	1,3±0,1	1,2±0,1	2,1	1,8
Покрытия из ПГ-СР4					
2.1	7±1	8±1	7±1	11	10
2.2	1,2±0,1	1,3±0,1	1,0±0,1	1,8	1,5

1. Кудинов В.В., Бобров Г.В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. М.: Металлургия, 1992. 432 с.
2. ГОСТ 9.304-87. Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля.
3. Карабутов А.А., Кобелева Л.И. и др. // Заводская лаборатория. 2009. т.75. №3. с.27-33.
4. Жаркий С.М., Карабутов А.А. и др. // ФТП. 2003. т.32. №10. с.485-489.

ЛАЗЕРНЫЙ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ МОДУЛИ ИЗОТРОПНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Подымова Н. Б., Карабутов А. А., Кобелева Л. И.*, Чернышова Т. А.*

Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия
npodymova@mail.ru
**Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия*
chern@ultra.imet.ac.ru

Проблема диагностики композиционных материалов по фактическому состоянию является весьма актуальной, поскольку усталостные изменения структуры материала, возникающие в процессе эксплуатации изделий, могут существенно уменьшить их прочность. При этом уменьшение упругих модулей может составлять 15–20% [1], в частности, из-за возрастания объемного содержания воздушных пор (пористости) материала.

В настоящей работе проведена количественная оценка влияния пористости на упругие модули образцов изотропных композиционных материалов на базе сплава АК12М2МгН, упрочненного частицами карбида кремния SiC со средним диаметром 14 мкм. Измерения проводились лазерным оптико-акустическим методом [2], основанным на измерении фазовых скоростей термооптически возбуждаемых продольных и сдвиговых акустических волн в образцах. Максимальная относительная погрешность определения модуля Юнга составляет 6%, модуля сдвига – 4%, коэффициента Пуассона – 5%.

Увеличение массовой концентрации $n_{m(\mathrm{SiC})}$ карбида кремния приводит к возрастанию пористости образца P, измеряемой взвешиванием образцов в воздухе. Это, в свою очередь, приводит к уменьшению упругих модулей образца по сравнению со значениями, рассчитанными с использованием модели двухфазной среды для фазовых скоростей продольных акустических волн [3] (рис.1).

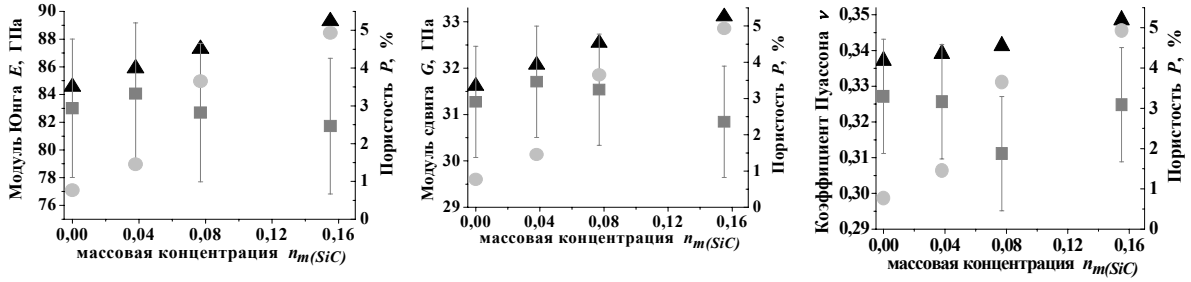


Рис.1. Зависимость упругих модулей и пористости образцов композиционного материала на базе сплава АК12М2МгН от массовой концентрации карбида кремния:
▲ – теоретический расчет; ■ – результаты измерений; ● – пористость образца.

Таким образом, для обеспечения эффективного возрастания упругих модулей композиционного материала на базе сплава АК12М2МгН при добавлении упрочняющих частиц SiC возникающая пористость не должна превышать 2%.

1. Прикладная механика композитов (под ред. Тарнопольского Ю.М.). М.: Мир, 1989. 358 с.
2. Карабутов А.А., Кобелева Л.И. и др. // Заводская лаборатория. 2009. т.75. №3. с.27-33.
3. Жаркий С.М., Карабутов А.А. и др. // ФТП. 2003. т.32. №10. с.485-489.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ ИЗ TiN НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ

[1,2]Рубаник В. В., [1,2]Клубович В.В., [1,2]Рубаник В. В. (мл.), [1]Багрец Д. А.

[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
[2]*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*
ita@vitebsk.by

В последнее время в тонкопленочной технологии большое внимание уделяется разработке новых и усовершенствованию традиционных методов получения защитных покрытий, что объясняется широким применением их в микроэлектронике, медицине и технике. Одно из таких применений – нанесение биосовместимых покрытий на сплавы никелида титана, обладающие эффектом памяти формы и активно используемые для изготовления медицинских имплантатов.

В данной работе покрытие получали методом вакуумно-дугового распыления мишени из титана марки ВТ-1-00 диаметром 60 мм. В качестве реакционного газа применяли азот. Для получения покрытий использовалась установка «Булат 6», оснащенная вакуумно-дуговыми источниками плазмы и ВЧ-источником для нанесения покрытий на основе нитрида титана. В качестве подложки для формирования покрытий использовали проволоку никелида титана состава Ti–49,7ат.%Ni, применяемую в медицине. Покрытие наносили в течение 15 минут на предварительно обработанные ионным пучком и подогретые до 300ºС подложки. Толщина покрытия, сформированного при таких условиях, составила порядка 800 нм.

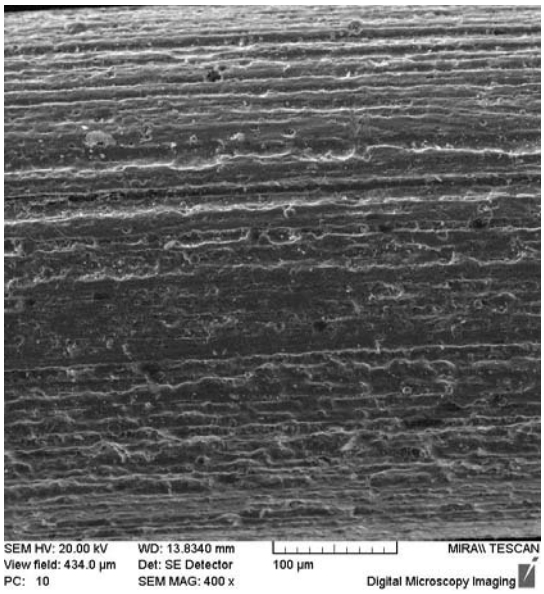


Рис. 1. Микроструктура покрытия TiN на поверхности проволоки из никелида титана

Определение элементного состава сформированных покрытий проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira» с микрорентгеноспектральным анализатором. Из данных микрорентгеноспектрального анализа следует, что состав покрытия, сформированного методом вакуумно-дугового осаждения, практически полностью соответствует составу TiN. Имеются участки поверхности на которых регистрируются отражения основы – TiNi.

Типичная морфология поверхности TiN покрытий на основе из никелида титана представлена на рис.1. Поверхность покрытия имеет ярко выраженную текстуру. На снимке отчетливо прослеживается однородность и равномерность покрытия, которое повторяет рельеф поверхности основы, в данном случае – проволоки из никелида титана.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА С ЦЕЛЬЮ ИЗМЕНЕНИЯ И УТОЧНЕНИЯ ДЕЙСТВУЮЩИХ СТАНДАРТОВ ПРИ ЕГО МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Шапиро И.А., Фурманов В.Б., Пройдак Ю.С., Шломчак Г.Г.

ОАО «Днепропетровский трубный завод» (ДТЗ),
info@aodtz.dp.ua
Национальная Металлургическая Академия Украины (НМетАУ)
г. Днепропетровск, Украина.

Известными учеными разных стран было показано несовершенство ряда действующих стандартов на механические испытания металла и труб из него. Это, в первую очередь, касалось испытания образцов на растяжение до разрыва при определении относительного удлинения и существующих испытаний на трещиностойкость металла с заранее искусственно созданной в нем исходной трещиной. Одним из важнейших параметров, характеризующих предельное состояние металла, является величина максимального относительного удлинения в самом узком месте шейки в момент разрыва, определение которого является проблематичным. Процесс деформации металла в шейке определяется как деформационными параметрами, так и обильными трещинообразованием.

Поэтому, существующие в настоящее время стандарты по определению временного сопротивления (как предельного состояния металла) и относительного удлинения путем растяжения образцов до их разрыва, а также стандарты по испытанию металла на трещиностойкость с заранее искусственно созданной в нем исходной трещиной прямо не характеризуют действительные перечисленные выше характеристики металла.

Отсюда очевидно, что предельное состояние металла и, следовательно, коэффициенты запаса прочности, например, труб и конструкций из них, не отражают действительной картины.

Поэтому, по нашему мнению, в первом приближении, предельное состояние металла (ПСМ) можно определять как среднее геометрическое от такой трещиностойкости (ТС), которая не требует создания искусственной исходной трещины, а отражает условия возникновения трещин [1, 2] и от средней величины относительного удлинения $e_{ср.ш.}$ [3] в шейке при разрыве образца и рассчитывать по формуле:

$$ПСМ = \sqrt{(TC) \cdot e_{ср.ш.}},$$

где: $0 \le TC \le 1 и 0 \le e_{ср.ш.} \le 1$

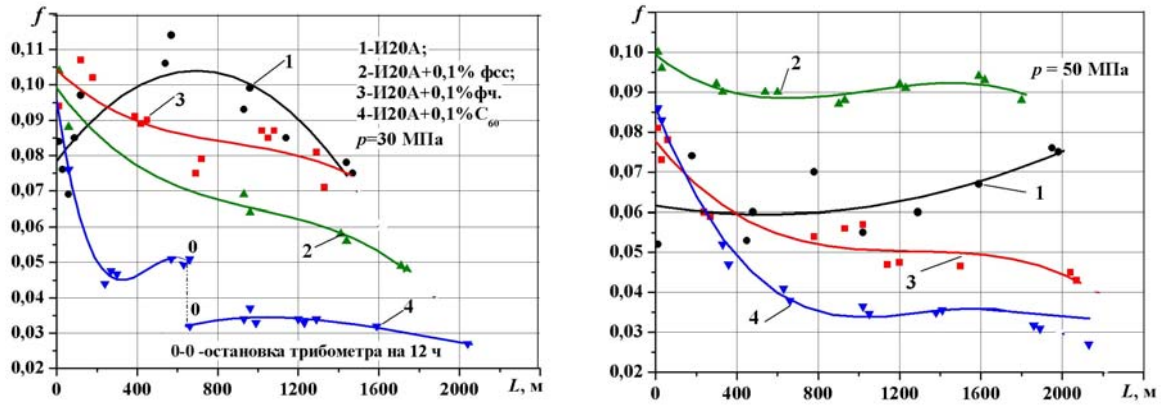
1. Журнал «Сталь», 2008, № 8, стр. 86-87.
2. Журнал «Сталь», 2009, № 6, с.56-57.
3. Журнал «Теория и практика металлургии», 2010, № 5-6, с.118-119.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЯ γ-Al_2O_3

Комаров А.И., Комарова В.И.

Объединенный институт машиностроения НАН, Беларуси, г. Минск, Беларусь
komarova@inmash.bas-net.by

Для обеспечения эксплуатационного ресурса трибосопряжений различного назначения, содержащих сплавы алюминия, все шире используются керамические покрытия (КП), сформированные на рабочих поверхностях микродуговым оксидированием (МДО), обладающие уникальным комплексом свойств. В многочисленных публикациях исследованы МДО-покрытия, состоящие, как правило, из оксидов α-Al_2O_3 (корунд), метастабильной модификации γ-Al_2O_3 и муллита $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ в различном соотношении, определяемом химическим составом упрочняемых сплавов и режимами МДО-процесса. В то же время сведения по вкладу каждой из этих составляющих в упрочнение МДО-покрытия отсутствуют. В данной работе проведены трибоиспытания и исследование структуры поверхности трения керамики γ-Al_2O_3 при давлениях 30 МПа, 40, 50 МПа в масле И-20А с добавками наноматериалов (0,1%) фуллерена C_{60}, фуллеренсодержащей сажи (ФСС) и фуллереновой черни (ФЧ) (рис.1, табл.).



а *б*

Рис. 1. Зависимость коэффициента трения керамики γ-Al_2O_3 от продолжительности испытаний при p = 30 (*а*), 50 МПа (*б*) в смазке, модифицированной фуллереном $C_{60,}$ ФЧ, ФСС

Таблица. Массовая интенсивность изнашивания керамики γ-Al_2O_3 ($I_{\gamma\text{-}Al2O3}$) и стали 65Г (контртело; $I_{65Г}$) после испытания в режиме пошагового возрастания давления

Смазка	$I_{\gamma\text{-}Al2O3}$, 10^{-5} мг/м			$I_{65Г}$,$\cdot 10^{-5}$ мг/м
	30 МПа	40 МПа	50 МПа	30 МПа→40 →50 МПа
И-20А	13,3	Δm=+0,025 мг	10,10	9,4
И20А+0,1% C_{60}	2,45	2,25	2,35	5,75
И20А+0,1% ФЧ	9,26	4,76	2,42	30,4
И20А+0,1% ФСС	9,8	7,3	10,60	30,25

Из анализа представленных данных следует, что модифицирование смазки фуллеренсодержащими нанокомпонентами (за исключением ФСС) при всех давлениях приводит к возрастанию антифрикционных свойств и износостойкости γ-Al_2O_3. Наилучший эффект достигается при использовании в качестве присадки фуллерена C_{60} – здесь коэффициент трения снижается в 3,0–3,2 раза при одновременном росте износостойкости в 4,5–5,0 раз и значительном расширении диапазона нагрузок, что объяснено наноструктурированием тонких поверхностных слоев КП при трении.

ИЗМЕНЕНИЕ ЗАПАСЁННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Князев А.В., Писклов А.В., Федосеев В.Б., Щербань М.Ю.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
г. Нижний Новгород, Россия
avpisklov@yandex.ru

В работе описываются результаты экспериментальных исследований влияния низкотемпературного отжига (≈0,2Тпл) на изменение запасённой энергии в субмикрокристаллических материалах, полученных интенсивной пластической деформацией. Для проведения исследований использовались образцы технически чистой меди и алюминиевого сплава 1570 в крупнокристаллическом и микрокристаллическом состоянии. Образцы с микрокристаллической структурой получены методом равноканального углового прессования. Образцы с крупнокристаллической структурой получены высокотемпературным отжигом в инертной атмосфере микрокристаллического материала. Размер зерна в микрокристаллических образцах определен методами электронной микроскопии и составлял 0.21 ± 0.02 мкм у меди, и 0.12 ± 0.02 мкм у алюминия 1570.

Величина запасённой энергии определялась адиабатическим калориметром конструкции Скуратова, с помощью которого регистрировалась энтальпия реакции металла с водным раствором азотной кислоты при T = 298.15 К. Энтальпия процесса превращения из микрокристаллического состояния в крупнокристаллическое $\Delta H^o(Me_K \rightarrow Me_M)$ равна разности энтальпий реакции. Для образцов, имеющих тождественный состав, эта величина связана только с различием структуры исследуемых образцов и может интерпретироваться как запасенная энергия. Измеренная величина $\Delta H^o(\mathrm{Cu}_K \rightarrow \mathrm{Cu}_M)$ для образцов меди составила до 40 ± 8 % от энтальпии плавления меди $\Delta_m H^o_{\mathrm{Cu}}$, это сопоставимо с результатами, которые ранее получены для микрокристаллического никеля [1].

Изменения запасенной энергии в процессе отжига наблюдались методами ДСК и электрофизическими измерениями. ДСК регистрировалась различие тепловых эффектов в микрокристаллическом и крупнокристаллическом, не подвергавшемся деформации, образцах. Это различие связано с релаксацией неравновесных дефектов. По величине теплового эффекта можно делать предположения о типе и энергии дефектов, а также о скорости уменьшения их концентрации.

Изменения запасенной энергии при отжиге сопоставлены с одновременным изменением других физических свойств материала, таких как микротвердость, параметр кристаллической решетки, рельеф поверхности травления.

1. Карякин Н.В., Федосеев В.Б. // Теплосодержание никеля после равноканальной угловой деформации. Н. Новгород: Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2010, № 5 (2), с. 120–123.

ВЛИЯНИЕ СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 5ВМЦ

Широков Б.М., Глушко П.И., Журавлёв А.Ю., Шиян А.В.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина,
shijan_alex_86@mail.ru

Сплав 5ВМЦ (марки 5В2МЦ-2) системы Nb–W–Mo–Zr относится к низколегированным жаропрочным ниобиевым сплавам с твёрдорастворимым упрочнением [1,2]. Благодаря оптимальному содержанию легирующих элементов он обладает уникальным комплексом физико-химических и технологических характеристик, выгодно сочетающих высокие жаропрочность и низкотемпературную пластичность с хорошей технологичностью при сварке и механической обработке [3]. Однако они не могут быть использованы в качестве конструкционных материалов в окислительно-восстановительных средах без эффективных защитных покрытий.

В работе приведены результаты исследований о влиянии силицидых покрытий на механические свойства сплава 5ВМЦ. Силицидные покрытия на сплаве получали по двухстадийной технологии. Предварительно, на образцы наносили слой молибдена (~ 35–40 мкм) путём термического разложения $Mo(CO)_6$ с последующим силицированием в вакууме. После силицирования покрытие на границе со сплавом состояло из тонкого слоя Nb_5Si_3 (~3÷5 мкм) и внешнего основного слоя $MoSi_2$ (~ 100 мкм).

Установлено, что предел прочности и условный предел текучести непокрытых образцов выше, чем испытанных в аргоне и на воздухе покрытых образцов.

Силицидные покрытия влияют на относительное удлинение и сужение, а также ход их температурной зависимости.

Основной причиной снижения механических свойств образцов с покрытием является силицидный слой, свойства которого зависят от температуры испытания и образования окислов.

1. Бурханов Г.С. Тугоплавкие металлы и сплавы/ Бурханов Г.С., Ефимов Ю.В. //М.: Металургия, 1986. С. 352.
2. Гуревич С.М. Металургия и технология сварки тугоплавких металов и сплавов на их основе/ Гуревич С.М. //Киев: Наукова думка. -1977 – Вып II. С. 3-8.
3. Бухановский В.В. Влияние силицидно-керамических покритий на высокотемпературную прочность и пластичность ниобиевого сплава системы Nb-W-Mo-Zr/ Бухановский В.В. //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004 - №2 – С. 29-34.

ВЛИЯНИЕ ЛАБОРАТОРНО ИМИТИРУЕМЫХ ФАКТОРОВ КОСМИЧЕСКОГО ПРОСТРАНСТВА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Лотоцкая В.А., Яковенко Л.Ф., Алексенко Е.Н., Абраимов В.В., Сальтевский Г.И., Зарицкий И.П.

Физико-технических институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, г.Харьков ,Украина,
lototskaya@ilt.kharkov.ua

Углепластики (УП), используемые в криогенно-вакуумной и космической технике, демонстрируют высокие удельные показатели статической прочности и жесткости, виброустойчивость, размеростабильность в диапазоне температур -150 ÷+150°С. Основную часть конструкционных УП составляют композиты на основе эпоксидных связующих, обладающих высокой адгезией к армирующим волокнам, малой усадкой и когезионной прочностью в отвержденном состоянии. Недостатком таких материалов является хрупкость матрицы. Вследствие этого в слоистых армированных пластиках наблюдается пониженное сопротивление развитию трещин в направлении ориентации слоев и между ними. Особенно значительно влияние степени хрупкости матрицы при циклическом нагружении композита. Под воздействием факторов космического пространства (ФКП) ситуация еще больше осложняется. Надежность функционирования панелей солнечных батарей (СБ) космических аппаратов (КА), элементами которых являются углепластики, в значительной степени определяется способностью этих материалов сохранять эксплуатационные характеристики в условиях длительного воздействия ФКП.

В докладе приведены результаты воздействия нескольких ФКП на механические характеристики УП, используемых при изготовлении СБ КА. Исследовано:

- влияние температуры в интервале 373-77 К на статическую и циклическую прочность однослойного УП (ЭЛУР-П-0,08 + ЭДТ-69Н) в продольном и поперечном направлениях ;
- влияние комплексного воздействия орбитального термоциклирования и потоков совмещенных пучков протонов и электронов на циклическую прочность в поперечном направлении при комнатной температуре однослойного УП (ЭЛУР-П-0,1 + ЭДТ-69Н) без покрытия и с покрытием терморегулирующей эмалью ЭУ-01.

При статической деформации УП испытывали на растяжение, испытания на усталость проводили при переменном растяжении с коэффициентом асимметрии 0,1 и частотой 10 Гц.

Обнаружено, что статическая и циклическая прочность при сопоставимых значениях циклической долговечности УП с продольной ориентацией углеродных волокон почти вдвое превышает аналогичные характеристики композита с поперечной ориентацией волокон. При понижении температуры от 373 до 77 К предел прочности при растяжении и сопротивление усталости при переменном растяжении возрастает как при продольной, так и при поперечной ориентации образцов УП относительно углеродных волокон. Установлено, что первичной формой повреждения является развитие трещин в полимерной матрице. Эти повреждения всегда предшествуют разрушению углепластика вследствие разрыва армирующих углеродных волокон. В многоцикловой области циклическая долговечность УП под влиянием ФКП увеличивается в 5 раз в образцах УП с покрытием и уменьшается на порядок в образцах УП без покрытия. Эффект связан с защитной ролью покрытия относительно зарождения радиационно-индуцированных дефектов на поверхности вследствие поглощения дозы протонов и электронов, которая находится в пределах диапазона упрочняющих доз.

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Дощечкина И.В., Татаркина И.С., Пономаренко И.В.

Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет,
г. Харьков, Украина,
iv_ponomarenko@mail.ru

Работа посвящена изучению изменений структуры поверхности образцов стали 40 после ионной бомбардировки (ИБ). Образцы подвергали улучшению (закалке в воде от 860 ^{o}C, отпуску при 650 ^{o}C в течение 1 ч), что обеспечило получение структуры сорбита отпуска. Размер зерна соответствовал пятому баллу (~ 25 мкм). После тщательной полировки образцы протравливали и исследовали на растровом электронном микроскопе РЭМ-106 до и после ИБ. Ионную бомбардировку осуществляли на установке ННВ-66 И1 «Булат» ионами титана в среде аргона. Главным условием выбора режима ИБ было исключение разогрева образцов выше температуры предварительного отпуска (650 ^{o}C) для исключения структурных изменений, связанных с температурой. Параметры ИБ: сила тока 90–105 А, напряжение 1000–1100 В, давление аргона в камере $1{,}2–1{,}6\cdot10^{-1}$ Па, длительность облучения ~ 2 мин. Эксперименты показали, что ИБ вызывает очень резкое измельчение зерна. В некоторых участках сохраняются границы исходных зерен, внутри которых обнаруживается развитая субструктура с размером ячеек ~ 30 нм, однако в большинстве случаев исходная структура вообще не обнаруживается. Она заменяется нанокристаллической, на фоне которой регистрируются отдельные капли Ti. Таким образом, прямыми экспериментами установлено формирование нанокристалличекской структуры при ионной бомбардировке низкоэнергетическими ионами.

УСТАНОВЛЕНИЕ КОРРЕЛЯЦИЙ МЕЖДУ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ И ПРОЧНОСТЬЮ ПОКРЫТИЙ

Сидорова Е.В.

Научно-исследовательский центр новых энергетических проблем РАН, Россия, Москва
evalite@yandex.ru

Одним из важнейших направлений современной металлургии является формирование материалов в нанокристаллическом и аморфном состояниях. Это научное направление реализуется методами порошковой металлургии, в том числе и плазменным напылением.

Газотермические покрытия применяются для покрытия металлов, пластмасс и пластиков и т.п. Важным параметром контроля качества покрытий является прочность. Для её оценки в данной работе устанавливается корреляция между пористой структурой газотермических покрытий и их прочностью.

Пористая структура изучалась методом лимитированного испарения. В основе работы установки лежит оригинальный метод равновесной сушки образца без измерения давления паров над его поверхностью в квазиравновесных условиях.

Проведено два измерения распределений пор по размерам для объемной навески из отколотых от подложки покрытий и измерение покрытия на подложке в форме круга.

Сравнение кумулятивных распределений пор по размерам (РПР) показало, что объем пор для не отколотого образца (~18%) выше, чем для отколотого покрытия (~14). Структура пор для обоих образцов похожа, пик достаточно размыт от 100 - 794А. Структура пор для обоих образцов похожа. Для объемной навески распределения пор по размерам демонстрируют бидисперсную структуру пор, причём один максимум лежит в нижней границе мезопор. Зная, что это покрытие отколотое, заключаем, что для газотермических покрытий, чем однороднее пористая структура, тем легче покрытие откалывается от подложки. Все покрытия объединяет маленький объем микропор, возможно относящийся к микротрещинам, формирующимся в покрытии при перепаде температур.

Таким образом, результаты демонстрируют зависимость, которая отражает влияние на структуру толщины покрытия. Чем лучше сформированная структура с точки зрения пористой структуры, тем ниже его прочность, что возможно объясняется большим временем формирования покрытия. Исследования пористой структуры позволяют в рамках одного непрерывного измерения получать информацию о микро-макро-пористой структуре.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ КАБЕЛЕЙ

Рубаник В.В., Царенко Ю.В.

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

Кабели с минеральной изоляцией в металлических оболочках не обладают способностью к самовозгоранию, не токсичны, абсолютно безопасны с точки зрения экологии, способны работать даже при длительном перегреве вплоть до температуры плавления оболочки [1].

С целью улучшения эксплуатационных характеристик кабеля нами разработана технология изготовления кабельной заготовки, предусматривающая предварительную термообработку токопроводящей жилы для создания мелкозернистой структуры, что обеспечивало более высокую пластичность жил. Это позволило повысить как единичные обжатия при волочении, так и улучшить качество готового изделия за счёт снижения неравномерности сечения жил по длине и тем самым повысить эксплуатационные характеристики изделия [2].

Установлено, что неоднородность поверхности жил (площадь и глубина вмятин) зависит от физико-механических свойств как материала жил, так и порошкового наполнителя и в особенности его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности термоЭДС, выходу из строя нагревостойкого кабеля при эксплуатации. Переход к порошкам, обладающим меньшими размерами частиц, например, окиси магния марки “ЧДА” в значительной степени устраняет указанные недостатки [2].

При волочении кабельной заготовки происходит перемещение частиц порошковой изоляции (оксида магния) и их дробление. Наиболее интенсивно дробление порошка происходит после волочения заготовки с наложением ультразвуковых колебаний, что обеспечивает снижение обрывности жил [3]. Волоку в этом случае крепили в пучности смещений волновода-концентратора, амплитуда смещений составляла 15 мкм.

При растяжении жил с мелкозернистой структурой во время волочения кабеля формируется её поверхность с низкой шероховатостью, в значительно меньшей мере наблюдается изменение сечения проводника по длине изделия. Кроме того, жила с мелкозернистой структурой обладает повышенной пластичностью, что позволяет увеличить единичные обжатия при волочении. Стабилизация размеров поперечного сечения жил по длине кабеля позволяет в свою очередь повысить его эксплуатационные свойства, т.е. исключить разрушение жил при высоких температурах.

1. Сучков В.Ф., Светлова В.И., Френкель Э.Э. Жаростойкие кабели с минеральной изоляцией. - М.: Энергоатомиздат, 1984. - 204 с.
2. Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Скоростная электротермическая обработка композиционных изделий с минеральным наполнителем. Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2010, №2, с.27-32
3. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. и др. Ультразвуковая технология производства кабелей в металлических оболочках// Материалы, технологии, инструменты. т.7. (2002), №3, с.69-72.

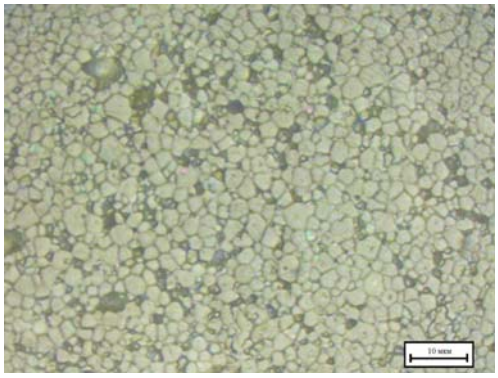
МИКРОСТРУКТУРА КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ

Рубаник В.В.[1,2], Шилин А.Д.[1,2], Рубаник В.В. мл.[1,2], Пушкарев А.В.[3]

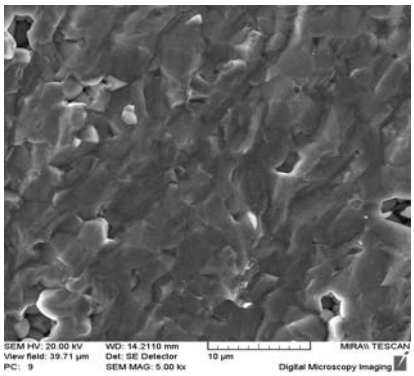
[1]ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь
[2]УО «Витебский государственный технологический университет», Витебск, Беларусь
[3]ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь
ita@vitebsk.by

Керамика твердых растворов цирконат - титанат свинца (ЦТС-19) широко используется в различных областях техники и электроники, в частности, при производстве пьезоэлементов на ОАО «Витебский завод радиодеталей «Монолит». Анализ гранулометрического состава исходного предварительно синтезированного порошка показал, что распределение его по размерам неравномерно, средний размер частиц составляет 1-2 мкм.

Ультразвуковую механоактивацию порошка проводили в пресс-форме диаметром 5мм при помощи мощных ультразвуковых колебаний [1]. Для компактирования под высоким давлением использовали аппараты высокого давления, представляющие собой две направленные навстречу друг другу наковальни с лункой. Время выдержки при максимальном давлении 3 ГПа составляло 5 с. Последующее спекание керамики осуществляли при температуре 1260 ^{0}С в течение 4 часов. Микроструктура, полученной с использованием высокоэнергетических воздействий керамики ЦТС-19: ультразвукового воздействия на стадии предварительного прессования и последующего компактирования под давлением 3ГПа приведена на рисунке.



а



б

Из результатов исследований можно сделать вывод, что керамика ЦТС-19, полученная с использованием предварительной ультразвуковой механоактивации порошка и квазигидростатического прессования, имеет четко очерченные границы зерен со средним размером 1–3 мкм и малый разброс дисперсности. Разлом керамики происходит не по границам зерен, а по зерну (*б*).

Таким образом, синтезированная керамика ЦТС-19 обладает улучшенными прочностными и электрофизическими характеристиками, позволяющими работать ей в жестких условиях эксплуатации.

Работа выполнена в рамках ГПНИ «Функциональные и машиностроительные материалы и технологии, наноматериалы».

1. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл. и др. Перспективные материалы / Витебск: Изд. Центр УО ВГТУ, 2009. – 542 С.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ, МАГНИТНЫХ И ДИССИПАТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Неклюдов И.М., Ющенко К.А.*, Соколенко В.И., Мац А.В., Бровина М.А., Калиновский В.В., Оковит В.С., Черняк Н.А., Толмачева Г.Н.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина;
**Институт электросварки им. Е.О.Патона, Киев, Украина*
vsokol@kipt.kharkov.ua

Внутренние растягивающие напряжения и остаточные деформации, возникающие в сварных соединениях после кристаллизации и остывания сварного шва, вызывают деградацию прочностных свойств в условиях статического, циклического и ударного нагружения. Разработка методов устранения остаточных напряжений в сварных швах конструкционных сталей при воздействии внешних физических полей и изучение процессов и механизмов их влияния на структурное состояние имеет важное практическое значение и представляет интерес для углубления представлений о взаимосвязи структуры и свойств гетерогенных материалов.

В докладе представлены результаты комплексных исследований влияния воздействия переменного магнитного поля промышленной частоты на физико-механические свойства и изменение напряженно-деформированного состояния образцов, вырезанных из массивной заготовки ферритоперлитной стали 15Х2НМФА со сварным швом, сформированным аргонно-дуговой сваркой.

Рис.1 иллюстрирует существенную неоднородность локальных механических характеристик сварного соединения.

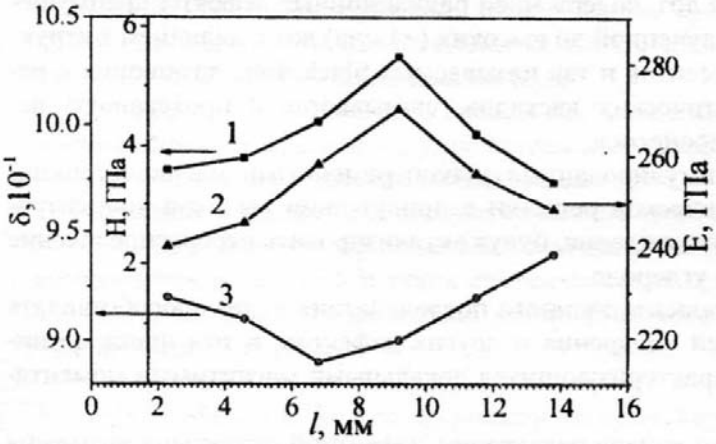


Рис.1. Зависимость нанотвердости H (1), модуля упругости E (2) и локальной пластичности δ (3) от расстояния до центра зоны расплава.

В результате воздействия переменного магнитного поля (H=500 Э, t=30 мин) для материала вблизи границы зоны кристаллизации сварного шва наблюдается снижение значений амплитуды критических напряжений генерации дислокаций, фона внутреннего трения, микро- и нанотвердости, коэрцитивной силы. Испытания на одноосное растяжение обработанным магнитным полем образцов из материала сварного шва показали увеличение напряжения разрушения на ≈70 % и поперечного сужения на ≈60 %, что сопровождается снижением на ≈20% уровня термических напряжений в зоне шва.

Наблюдаемое изменение свойств связывается с трансформацией напряженно-деформированного состояния сварного шва в условиях воздействия знакопеременного напряжения магнитострикционной природы и эффектами магнитной релаксации, аналогичными отпуску.

О МЕХАНИЗМАХ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ОБЛУЧЕННОЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Бородин О.В., Брык В.В., Воеводин В.Н., Калиновский В.В., Мац А.В., Неклюдов И.М., Оковит В.С., Пархоменко А.А., Соколенко В.И., Ткаченко В.И.

ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua

Для кристаллических тел, подвергнутых воздействию высокоэнергетичных частиц, характерны эффекты радиационного упрочнения и охрупчивания, связанные с формированием специфических дефектных структур и сложного рельефа полей внутренних напряжений, зависящих от условий облучения (типа и энергии частиц, скорости набора дозы, продолжительности и температуры облучения и др.). В фундаментальном и прикладном плане большой интерес представляет изучение процессов снижения радиационного упрочнения посредством активизации диффузионных и дислокационных механизмов релаксации структуры при воздействии весьма слабых знакопеременных напряжений. В магнитоупорядоченных металлах подобные напряжения могут иметь магнитострикционную природу.

В работе исследовано влияние воздействия переменного магнитного поля (f=50 Гц) на структурное состояние, механические и диссипативные характеристики образцов феррито-перлитной стали 15Х2НМФА, облученных электронами и ионами хрома до доз 10^{-4}….1 сна, и проанализированы процессы и возможные механизмы снижения радиационного упрочнения.

Наблюдаемое сильное (до 40%) снижение радиационного упрочнения стали, облученной до малых (10^{-4}..10^{-3} сна) доз, содержащей радиационные дефекты преимущественно вакансионного типа, и облученной до высоких (~1 сна) доз с наличием в структуре дислокационных петель, сегментов и так называемых black dots, возникших в результате коллапса высокоэнергетических каскадов, связывается с протеканием нескольких типов релаксационных процессов.

1. Диффузионные процессы, стимулированные знакопеременными магнитострикционными деформациями кристаллической решетки в присутствии высокой концентрации вакансий радиационного происхождения, будут активизировать перераспределение примесей внедрения, в частности, углерода.
2. Магнитная релаксация типа ориентационного последействия будет способствовать перемещению в решетке примесей внедрения и других дефектов, в том числе возникающих в каскадах смещений, характеризующихся локальными магнитными моментами.
3. Активизация дислокационного канала релаксации дефектной структуры возможна за счет эффектов нелинейной динамики дислокаций в поле знакопеременных магнитострикционных напряжений в присутствии высокой концентрации вакансий.
4. Стрикционные деформации, включая смещение доменных стенок и вращение вектора намагниченности, будут способствовать эффективному размягчению упругих модулей, что облегчает перемещение дислокаций.

Полученные результаты свидетельствуют в пользу реалистичности сценария релаксации гетерогенных структур и внутренних пиковых напряжений в облученных магнитоупорядоченных металлах при воздействии магнитострикционных знакопеременных напряжений малой амплитуды без активизации источников «свежих» дислокаций.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРЕДЕЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ

С.А. Фирстов

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

Современные технологи позволяют варьировать в широких пределах размер структурных элементов (зерен,фаз, слоёв и т.д.). Как показывает анализ при переходе от микро- к наноструктурам может быть выделено как минимум два критических размера, при достижении которых происходит существенное изменение механизма упрочнения. При достижении d_{cr1}≈1мкм в поликристаллах наблюдается изменение показателя уравнения Холла-Петча от -1/2 до-1, и, соответственно, более сильная зависимость напряжения течения (прочности) от размера зерна, чем в области обычных размеров зерен. Это наблюдается при усталостных испытаниях для структурной зависимости предела выносливости. При переходе к наноразмерам (d_{cr2}≈30нм), когда внутризеренное скольжение подавляется, имеет место либо снижение прочности для однокомпонентных чистых материалов, либо возможно даже существенное упрочнение при сегрегации «полезных» примесей или легирующих элементов по границам нанозерен. Таким образом, «инженерия» границ раздела в наноматериалах позволяет эффективно повышать прочность таких материалов вплоть до теоретически возможной.

Показано, что во многих случаях уровень теоретической прочности уже достигнут. Следует заметить, что для конструкционных материалов, безусловно, к такому результату не всегда нужно стремиться, т.к. предельно упрочненные материалы, как правило, имеют недостаточную вязкость разрушения, а также при нагрузках, близких к предельной прочности, неизбежно испытывают большие упругие деформации (3-10%), что часто является просто недопустимым.

Вместе с тем для покрытий, тонких слоев, градиентных структур такой уровень прочности может быть относительно легко достижим и быть полезным для повышения надежности и эксплуатационных свойств.

Обсуждаются возможности метода автоматического индентирования для экспресс-оценки уровня достигаемого упрочнения и его использования для определения микромеханических характеристик тонких слоев.

В последние годы существенное внимание уделяется новому классу высокопрочных материалов - высокоэнтропийным, поликомпонентным эквиатомным сплавам (число компонентов больше 5). В таких системах может быть получено как необычайно высокое твердорастворное упрочнение, так и обеспечена высокая термическая стабильность механических свойств.

1. В.И.Трефилов и физика прочности сегодня/Фирстов С.А.// Порошковая металлургия.- 2010 №7-8.-с.19-33
2. Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов/ Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П.// Киев:Логос,-2010.-82с.
3. Transition from microstructures to nanostructures and ultimate hardening /Firstov S.A., Rogul T.G., Shut O.A.// Functional Materials 16-2009.N4,P.1-8.

Именной указатель

Аббасова С.И. 323
Абраимов В.В. 386
Абрамова М.М. 69
Ажажа В.М. 218, 281
Ажажа Р.В. 281
Аждарова Д.С. 321
Азаренков Н.А. 30
Аксёнов Д.С. 120, 122
Аксёнов И.И. 118-120, 122
Акчурин М.Ш. 235
Алваджян Ш.И. 377
Алексеенко Т.А. 247
Алексенко В.Л. 286
Алексенко Е.Н. 386
Алехин В.П. 51
Алехин О.В. 51
Алешин С.В. 278
Алиев М.А. 294
Алиева С.Б. 161
Андреев А.А. 276
Андреев А.А. 277, 278, 372
Андреев В.А. 201
Андриевская Н.Ф. 249
Андриевский Р.А. 16
Анопреенко Л.М. 289, 290
Антонова О.В. 41
Антропов И.И. 358
Арисова В.Н. 68
Артемов А.О. 306-308
Астафурова Е.Г. 192, 205

Багрец Д. А. 381
Бадиян Е.Е 151-153
Базалеев Н.И. 279
Бакай А.С. 72, 86
Бакай Е.С. 104
Бакай С.А. 72, 84,171, 172
Бакиров Ж.Т. 176
Балабан В.М. 370
Барахтин Б.К. 267, 268
Бармин А.Е. 187
Бархум А. 301
Бащенко Л.П. 56
Баянкин В.Я. 297
Безуглый А.В. 376
Безуглый Е.А. 376
Белкин А.А. 147
Белоус В.А. 73, 105, 106, 118, 119, 170, 262, 263, 284
Белоусов Г.С. 149
Белоусов Н.Н. 32
Белошапка В.Я. 186
Белошенко В.А. 89, 191, 204, 250
Белявский Л.А. 330
Белявский М.Л. 330
Беляев С.П. 256-259
Бенгус В.З. 83, 156
Бердникова Е.Н. 247
Береснев В.М. 175
Бертяев Б.И. 114, 115
Бессонов Д.А. 62
Бетехтин В.И. 12, 174
Билан А.В. 215
Благовещенский В.В. 288
Бобович С.О. 154
Богомолов Л.М. 159
Бонарски Б. 320
Бондарев А.Б. 201
Борисенко Д.Н. 132
Борисенко Е.Б. 132
Борисов Д.П. 202, 203
Бородин О.В. 105, 392
Боройка Л. 67
Борц Б.В. 4, 23, 251
Брауде И.С. 124, 310
Бровина М.А. 391
Бродова И.Г. 113
Брусенцов В.А. 107, 109
Брык В.В. 284, 392
Брюховецкий В.В. 228, 231, 279
Буачидзе Д.Г. 145
Будовских Е.А. 52-56, 65
Буйнов А.Л. 189
Буйнова Л.Н. 96
Букальцева Ю.С. 255
Букетов А.В. 286
Булатов А.С. 172
Буравлев Ю.М. 301
Бурховецкий В.В. 127, 143, 250
Буско Т.О. 298
Быков П.В. 297
Быков Р.Н. 373

Вакуленко К.В. 325
Валевич М.Л. 293
Валиев Р.З. 69
Варкентин М.С. 190
Варюхин В.Н. 14, 39, 143
Васецкая Л.А. 355
Василенко Р.Л. 275
Васильев А.В. 261
Васильев В.В. 117
Ватажук Е.Н. 196, 197
Ващук Е.С. 55
Великодная О.А. 291, 292
Великодный А.Н. 83, 197
Веремейчик А.И. 359
Вижва С.А. 354
Винокуров Э.И. 336
Витюк Н.В. 298

Воеводин В.Н. 30, 276, 277, 284, 295, 392
Возняк А.В. 250
Возняк Ю.В. 250
Войтович М.М. 271
Волков А.Е. 242, 257
Волков А.Ю. 103
Волков В.А. 163
Волкова Г.К. 127
Волосова М.А. 278
Волчок О.И. 9, 133, 171
Волынская Г.В. 317
Волянская Е.М. 194
Воробьёв В.Л. 297
Воробьев С.В. 62
Воронков А.В. 256
Воронцова Р.И. 87
Выбойщик М.А. 373, 374
Вьюненко Ю.Н. 244

Галаджиев С.В. 309
Гамбаров Д.М. 161, 323
Гаркуша И.Е. 219
Гаркушин Г.В. 324
Герасимов А.Б. 145
Герасимов В.П. 313
Гетманова М.Е. 148
Геттингер М.В. 214
Гильмутдинов Ф.З. 163
Гиляров В.Л. 190
Гирсова С.Л. 128, 129
Гладковский С.В. 39, 243
Глазунов Ф.И. 127
Глазунова В.А. 191
Глезер А.М. 6, 47
Глушко П.И. 385
Гоголева О.С. 309
Голосов Е.В. 12, 50,130
Голосова О.А. 70
Голубенко А.А. 28
Гольцов В.А. 19
Гольцов Н.Н. 124
Гольцова М.В. 207
Гончарова И.В. 28
Горбань В.Ф. 35-38, 277, 278
Горбатенко В.М. 72,171
Горбунов С.В. 62
Горелов С.Н. 211
Горнакова А.С. 233
Гохфельд Н.В. 96
Грабко Д. 67
Грабовский Ю.Е. 299
Графутин В.И. 353
Григорова Т.В. 144
Григорова Т.К. 336
Григорук В.И. 141, 142
Григорьев С.Н. 278
Гринберг Б.А. 40, 41
Гринкевич К.Э. 29
Гриншпон А.С. 148
Гриняев К.В. 225, 226
Гриценко В.И. 152
Грицина В.М. 275
Грицына В.И. 131
Громов В.Е. 52-56, 58-64
Грудницкий В.В. 175
Губернаторов В.В. 66
Гувалов А.А. 322, 323
Гугля А. 342
Гурских А.В. 276
Гурьев Н.В. 370
Гуткин М.Ю. 134, 135

Давиденко А.А. 89, 310
Давыдова И.М. 76
Дамаскинская Е.Е. 174
Даниленко И.А. 127, 150
Даниленко Н.И. 4
Данилов В.И. 43
Данильсон Ю.Н. 221
Даницэ З. 67
Дерюгин Е.Е. 227
Дзюба В.Л. 315, 355
Диденко С.Ю. 295
Диденко Ю.С. 295
Дитенберг И.А. 224-226, 236, 237, 239, 266
Дмитренко О.П. 298, 299
Дмитренко В.Ю. 204
Дмитрук М.И. 178
Добаткин С.В. 143, 192, 223
Довбня А.Н. 137
Долгий В.А. 275
Долженко В.Ф. 172
Дорожков А.А. 264, 265
Дощечкина И.В. 387
Драгошанский Ю.Н. 66, 337, 338
Драгун В.Л. 329
Дринков В.А. 361
Дуб С.Н. 106, 155
Дубинко В.И. 137, 139
Дудка О.В. 292
Дудник Д.В. 285
Дудник Е.А. 285
Дудник С.Ф. 131
Дынкин Н.К. 135
Дьяконов Г.С. 341
Дьяченко С.С. 331

Евард М.Е. 242
Елиша М. 67
Ёлкина О.А. 41
Елсукова Т.Ф. 42
Ельчанинов П.Н. 300

Емельянова Е.В. 242
Еременко А.М. 298
Еремичев А.А. 371
Ермаков В.П. 313
Ермакова Н.Ю. 268
Ершов В.И. 241, 319
Ефимов О.Ю. 61

Жеребцов С.В. 283, 341
Жмакин Ю.Д. 54, 60
Жога Л.В. 178
Журавлёв А.Ю. 385

Забелин С.Ф. 264, 265
Заболотный М. А. 299
Забродин П.А. 310
Завдовеев А.В. 143, 193
Загуляев Д.В. 59, 60
Заднепровский Р.П. 270
Заднепровский Ю.А. 118, 119
Зайцев С.В. 364
Замлер Е.Г. 173, 231
Зарицкий И.П. 386
Засимчук Е.Э. 194
Захаров В.М. 234
Захарова Г.Г. 192, 205
Захожева М.И. 238
Зацарная А.В. 92
Зверькова И.И. 132
Звягинцева А.В. 273, 274
Зеленская Г.И. 188
Зельдович В.И. 223
Зема А.В. 355
Зисман А.А. 70
Змий В.И. 372
Зозуля Э.В. 188
Зубков А.И. 187, 188
Зуев Л.Б. 43, 44
Зырянов А. 158

Иванисенко Ю.Г. 177
Иваницын Н.П. 301
Иванов А.С. 280
Иванов М.А. 40
Иванов М.Б. 50,70,130,179,180,305
Иванов Ю.Ф. 53, 56, 58-64
Ивахин М.П. 57
Ивченко В.А. 168, 169
Ивченко М.В. 169
Игнатов М.Н. 306-308
Игнатова А.М. 306-308
Ильинский А.И. 187, 188
Ильичев М.В. 85
Ильченко Н.И. 295
Ильченко Ю.Н. 295
Иноземцев А.В. 40, 41
Ионина А.В. 53
Иоффе А.В. 373, 374
Исаев Н.В. 310
Исакаев Э.Х. 85

Кабацкая В.В. 302
Кадомцев А.Г. 12, 174, 269
Казак И.Б. 325
Казанкин В.А. 198
Казанкина Е.Н. 198
Казанцев А.Г. 327
Казьмина О.В. 357
Кайгородова Л.И. 102
Калинина Е.Г. 169
Калиниченко А.И. 121
Калиновский В.В. 231, 261, 391, 392
Каменецкий Б.И. 103
Камышанченко Н.В. 133, 199, 212
Канель Г.И. 324
Карабутов А. А. 379, 380
Караванова А.А. 371
Караман И. 220
Карасева Е.В. 71, 73, 74, 296
Кардашев Б.К. 12
Карпец М.В. 36
Карпий С.В. 56
Карпов М.И. 15
Картмазов Г.Н. 252, 253, 372
Карыев Л.Г. 81
Кашапов М.Р. 69
Кейних К.С. 221
Кийко В.М. 15, 162
Киреева И.В. 220-222
Кириллов А.М. 80
Кириченко В.Г. 30
Кириченко Г.И. 140, 208
Кисляк И.Ф. 249
Китаева Д.А. 230
Клевцов Г.В. 69
Клевцова Н.А. 69
Клепиков В.Ф. 137, 139, 228, 279
Клименко С.П. 275
Климов М.И. 300
Клочко В.С. 172
Клубович В.В. 381
Клявин О.В. 20
Кляхина Н.А. 355
Князев А.В. 384
Князев С.А. 189
Князькин С.А. 374
Кобелева Л. И. 380
Кобыльская Е.Б. 360
Ковалева М.Г. 175
Коваленко В.И. 117
Коваленко М.Д. 309
Ковальчук М.В. 235
Ковтун Г.П 30
Ковтун К.В. 123, 261

Ковыляев В.А. 36
Ковыляев В.В. 33, 34
Когтенкова О.А. 82
Козлов Э.В. 17, 18
Козловский Ю.М. 80
Козырев Д.В. 27
Коковихин Е.А. 243
Колесников Д.А. 175
Колесников Н.Н. 132
Колисниченко О.В. 293
Колобов Ю.Р. 12,50,70,112,130, 179
Колобродов В.Г. 336
Колодий И.В. 255
Коломак Ю.В. 228
Колотвин А.В. 300
Колчин А.А. 162
Комаров А.И. 383
Комарова В.И. 383
Комков Н.А. 148
Конева Н.А. 17, 18
Коновалов С.В. 58-64
Конопкина Н.А. 78
Константинова Т.Е. 127, 150, 191
Коренков В.В. 78
Коржов В.П. 15
Коржова В.В. 276
Корзников А.В. 224, 237-239, 266
Корнеева Е.А. 112
Корнет Е.В. 58
Корниенко А.Н. 141, 142
Корниенко Н.Е. 107-109, 141, 142
Корниец А.В. 172
Коротаев А.Д. 202, 203
Короткевич С.В. 154
Короткова И.М. 23
Корсуков В.Е. 189, 190
Корсукова М.М. 189, 190
Корсунов К.А. 315
Коршак В.Ф. 87, 88
Костерев В.Б. 61
Котречко С. А. 10, 11,31,91-95
Коуров Н.И. 96
Кочергина Ю.А. 81
Кравченко В.И. 271
Кравченко Н.И. 370
Крайнюк Е.А. 282
Крапивка Н.А. 35-37
Красильников В.В. 3, 111
Краснюк И.Б. 75
Кретинина И.В. 220
Кривошеев А.В. 256
Криштал М.М. 371
Кругликов Н.А. 103
Крыловский В.С. 136-139
Крышталь А.П. 87
Крячко С.В. 217, 218
Ксенофонтов В.А. 291, 292
Кугаенко О.М. 206
Кудин А.В. 356
Кудрявцев Е.А. 283
Кузнецов А.В. 348-350
Кузнецов В.А. 54, 60
Кузнецов Д.П. 199, 212
Кузнецов П.М. 77
Кузьменко И.Н. 112
Куксенко В.С. 48, 49, 269
Кули-заде Э.С. 321
Куликовский В.Ю. 33, 34
Кулиш Н.П. 107, 109, 298,299, 354
Кунгурцев М.С. 199, 212
Кунченко В.В. 252, 253
Кунченко Ю.В. 252, 253
Купенко И.И. 235
Куприн А.С. 105, 106
Куприн В.В. 27
Куранова Н.Н. 97-99
Кустов А.И. 165-167
Кутний К.В. 249
Куценко П.А. 23, 74, 296
Кушнарева О.С. 303
Кушнир В.А. 137, 139
Кушнир М.П. 301

Лавриненко С.Д. 218
Лазарев Н. П. 86
Лазарева М.Б. 173, 231, 261
Лазаренко А.С. 248
Ламашевский В.П. 7
Лаптев И.Н. 3,284
Лахненко В.Л. 84
Лебедев А.А. 7
Лебедев В.П. 136-139
Лебедев С.В. 136-139
Лебедева Н.В. 267
Левченко В.В. 299
Леденев О.П. 74, 295, 296
Леонов С.А. 170
Лиао П.К. 156
Ливанова О.В. 147
Литвиненко В.В. 279
Литовченко И.Ю. 238, 239
Литовченко С.В. 30
Лоладзе Л.В. 39
Ломакин И.В. 258
Ломино Н.С. 106, 118, 119
Лопата А.Т. 255
Лотоцкая В.А. 386
Лубенец С.В. 343
Луцык В. 157,158
Лучанинов А.А. 117, 120, 122
Любименко Е.Н. 207
Ляпунова Е.А. 113
Ляшенко В.П. 360
Ляшенко О.В. 354

Ляшок С.В. 326

Мазилова Т.И. 91, 94 291, 292
Мазин А.И. 260
Макаров В.В. 98, 99
Макаров С.В. 210
Максудова Т.Ф. 321
Малахова С.А. 266
Малашенко В.В. 116
Маликов Л.В. 175
Малыхин Д.Г. 71
Малыхин С.В. 217-219
Мамедов С.А. 93
Мамедова И.Г. 160
Мамуня Е.П. 299
Манглер К. 320
Манохин С.С. 70, 180, 305
Маринин В.Г. 117, 340
Маркашова Л.И. 247, 293, 303
Марков О.И. 351
Мартынов А.Н. 57
Марченко И.Г. 375
Марченко И.И. 375
Марченкова Е.Б. 97
Матейченко П.В. 87, 88
Матлин М.М. 198
Матюхин С. И. 312
Махлай В.А. 219
Махмудов Х.Ф. 269
Мац А.В. 24, 25, 71, 95, 391,392
Мацевитый В.М. 325
Медведева Е.В. 169
Мельник Т.Н. 75, 76
Мельников Е.В. 205
Мельникова Е. 342
Мельниченко В.В. 284
Мельчаков М. А. 181
Мельшанов А.Ф. 333
Мерсон Д.Л. 245, 246, 371
Мерсон Е.Д. 371
Метлов Л.С. 183, 184, 193
Метолиди Э.Н. 22
Мешков Ю.Я. 10, 11, 31
Мигель И.А. 165-167
Милейко С.Т. 162
Милославский А.Г. 301
Мильман Ю.В. 8, 27-29
Митрофанов А.С. 282
Михайловский И.К. 94
Михайловский И.М. 91, 291, 292
Мишетьян А.Р. 110
Мозгунова А.И. 198
Мойсейчик Е.А. 328, 329
Мордель Л.В. 29
Морозов Ю.Д. 110
Москаленко В.А. 123-126, 262, 343
Мошков В.Ю. 202, 203
Мубассарова В.А. 159
Музыка Н.Р. 7
Мурга В.В. 358
Мухортова А.В. 357
Мышляев М.М. 184
Мягченко Е.Ю. 315
Мясникова В.И. 61, 63, 64
Мясникова М.И. 59

Назаров В.В. 352
Наими Е.К. 206
Найденкин Е.В. 192
Наймарк О.Б 113, 232
Нарольский М.В. 339
Нарыкова М.В. 12
Насонов П.А. 223
Науменко А.П. 108
Нацик В.Д. 140, 196, 197, 208
Невский С.А. 63
Неклюдов И.М. 3, 4, 9, 13, 23, 30, 72, 133, 251-253,391,392
Немов С.А. 189
Непряхина Н.А. 305
Нестеров К.О. 79
Нетёсов В.М. 25, 287
Нечаенко Д.А. 179, 180, 305
Нечипоренко О.С. 299
Николаенко А.А. 260, 335
Никулин А.Н. 148
Новиков Г.В. 79
Новогрудский Л.С. 347
Новохатская Н.И. 162
Носенко В.К. 92
Носов Г.И. 73, 170

Обидов Б.А. 189, 190
Овсянников А.В. 91
Овчаренко В.Д. 105, 106
Овчинников Е.В. 271, 272
Овчинников С.В. 202, 203
Ожигов Л.С. 13, 281, 282, 372
Оковит В.С. 173, 231, 261, 391,392
Оморов Н.А. 176
Онанко А.П. 354
Онанко Ю.А. 354
Опалев О.А. 131
Орлова Д.В. 43
Осипенко В.И. 215
Осколкова Т.Н. 65

Павленко Е.Л. 107, 109
Павлов А.П. 332-334
Павлова Э.М. 332-334
Пазылов Ш.Т. 176
Паль-Валь Л.Н. 88,197
Паль-Валь П.П. 88, 197
Панин В.Е. 5, 42

Панин И.Г. 288
Панпурин С.Н. 134
Пантюхова О.Д. 195
Панцирный В.И. 349, 350
Папиров И.И. 260
Пархоменко А.А. 3, 4, 111, 284, 392
Паршуков Л.И. 163
Пашинская Е.Г. 14, 143, 182
Пенкин А. В. 130, 179
Пермякова И.Е. 47
Петраков В.С. 206
Петрова А.Н. 113
Петрусенко Ю.Т. 72
Петухов Б. В. 229
Петченко А.М. 311, 376
Петченко Г.А. 311
Печерина О.А. 199, 212
Печковский Э.П. 35-38
Пикалов А.И. 249, 260
Пилипенко А.Н. 89
Пилипенко А.П. 90
Пилюгин В.П. 96, 102
Пинчук В.Г. 154
Пинчук-Ругаль Т.Н. 299
Писклов А.В. 384
Платков В.Я. 186
Плахотный А.П. 215
Плехов О.А. 232
Плотников В.А. 210
Плужникова Т.Н. 80
Подольский А.В. 83, 156, 177, 320
Подымова Н. Б. 379, 380
Пойда А.В. 228, 231
Пойда В.П. 228, 231
Покропивный А.В. 94
Полетаев Г.М. 57
Полетика Т.М. 128, 129
Полушкин Ю.А. 95
Пономарев С.С. 33, 34, 36
Пономарева И.А. 68
Пономаренко И.В. 387
Попкова Ю.Ф. 42
Попов А.А. 101
Попова Л.А. 185
Попова Н.А. 17
Потапенко М.М. 225
Потапова А.А. 200, 201
Правоторова Е.А. 363, 366
Прибытков Г.А. 276
Продайвода Г.Т. 354
Прозорова М.С. 111
Пройдак Ю.С. 302, 345, 382
Прокопьев Е.П. 353
Прохоренко С.В. 127
Прохоров Д.В. 15
Прядкин Б.К. 287
Псарук И.А. 156, 177
Пугачев А.Т. 217-219
Пудов В.И. 66, 337, 338
Пупынин А.С. 164
Пустовалов В.В. 208, 209
Пушин А.В. 101
Пушин В.Г. 26, 96-102
Пушкарев А.В. 390
Пшеничников А.П. 129
Пырцак К. 67

Рааб Г.И. 69, 192
Разоренов С.В. 324
Распосиенко Д.Ю. 102
Рассадина Т.В. 47
Ратишвили М.А. 262
Реснина Н.Н. 256, 258, 259
Реут И.И. 114, 115
Решетняк Е.Н. 105, 106, 117, 120, 122, 131
Решетняк М.В. 217
Рогуль Т.Г. 33, 34
Романов Д.А. 52, 54-56
Романюк Б.М. 298
Ромашов Р.В. 211
Рубаник В. В. 257, 258, 381, 389,390
Рубаник В.В. (мл.) 257, 258,381, 390
Ругаль О.Г. 299
Рудаев Я.И. 230
Руденко А.Г. 13, 281, 372
Рудычева Т.Ю. 249, 255
Русакова А.В. 343
Рустамова М.З. 48
Рыбальченко Н.Д. 23, 255, 275, 372
Рыбников Ю.С. 365, 366
Рыжков В.Г. 360

Сабо И.И. 352
Сава Б. 67
Савельев В.Н. 49
Савельев Д.В. 49
Савенко В.С. 289, 290
Савич С.В. 136
Савотченко С.Е. 3,111
Саврай Р.В. 103
Савченко В.И. 13, 281, 282, 372
Саданов Е.В. 291, 292
Салищев Г.А 283, 341, 348-350
Салтыков А.В. 163
Сальтевский Г.И. 386
Самелюк А.В. 35-37
Самсоник А.Л. 87
Саркисян С.О. 377
Сафьян П.П. 302, 345
Сахвадзе Г.Ж. 378
Семенова Е.С. 186
Семухин Б.С. 46, 357
Сенаторова О.Г. 100

Сенкевич А.Б. 232
Сеньков Г.А. 348
Сердюк И.В. 277
Сетман Д. 320
Сибилева Р.М. 336
Сивцов С.В. 260
Сидорова Е.В. 388
Сизова Н.Д. 370
Синани А.Б. 174
Сирык А.В. 286
Скворцов А. И. 181
Скибина Л.В. 262
Скляров В.В. 370
Скоморохов А.Н. 112
Скоробогатов М.С. 285
Скородумов П.А. 77
Слесаренко В.Ю. 259
Слипенюк А.Н. 27
Слободской М.И. 146
Слуцкер А.И. 174, 190
Смирнов А.Р. 125, 126, 343
Смирнов В.Н. 163
Смирнов И.В. 224
Смирнов С.В. 39
Смирнов С.Н. 83, 156, 177
Смирнова С.В. 243
Смольянин С.С. 327
Смолянец Р.В. 123, 125
Соболев А.С. 337, 338
Соболь О.В. 277, 317, 318
Соин К.А. 346
Соковиков М.А. 113
Сокол А.А. 317
Соколенко В.И. 9, 22-25, 71, 73, 74, 95, 231, 261, 295, 336, 391, 392
Солдатов В.П. 140, 208
Соловьева А.В. 84
Соловьева Ю.В. 195, 214, 240
Сошина Т.В. 268
Спусканюк В.З. 310
Старенченко С.В. 195, 240
Старенченко С.В.мл. 240
Старенченко В.А. 146, 195, 214, 240
Старовацкая С.Н. 64
Старолат М.П. 261
Старостенков М.Д. 57, 185
Сташенко В.И. 360, 367-369
Степанов Н.Д. 348-350
Степанов П.П. 147
Стетюкевич Н.И. 329
Стеценко Н.Н. 31, 314
Стеценко С.П. 123
Столбовой В.А. 276-278
Столбоушкина О.А. 64
Столяров В.В. 45, 200, 201
Страумал Б.Б. 82, 233
Стрельницкий В.Е. 117, 120-122, 131
Стрельчук В.В. 107
Стрижало В.А. 347
Струк В.А. 271
Ступак В.А. 301
Субботин А.В. 188
Суворов Б.И. 227
Сумкина О.Г. 157
Сурду Н.В. 304
Сурсаева В.Г. 216
Суслина С.Н. 288

Табачникова Е.Д. 83, 156, 177, 320
Татаркина И.С. 387
Тверсков А.В. 222
Телегин А.В. 304
Терещенко Е.В. 316
Тимонина А.В. 132
Тимофеева И.И 106
Тимошенков С.П. 353
Тихоновский М.А. 83,197, 249, 254, 255
Ткаченко В.И 251, 392
Ткаченко В.М. 14
Ткаченко Н.В. 87
Токий В.В. 89
Толмачева Г. 342
Толмачёва Г.Н. 23, 73, 105, 106, 117, 119, 120, 155, 170, 255, 263, 284, 391
Толок В.О. 352
Толстун А.Н. 162
Тонкопряд А.Г. 151-153
Трифонова Е.А. 374
Тришкина Л.И. 18
Троицкий О.А. 360-369
Троянов В.А. 100
Трубников Д.В. 309
Трунина Т.А. 243
Трыков Ю.П. 68
Тузов Ю.В. 335
Тукеева М.С. 192, 205
Турбин П.В. 175
Турчак Т.В. 194
Тутык В.А. 302, 345
Тюменцев А. Н. 202, 203, 224-226, 236-239, 266
Тюрин Ю.Н. 293
Тюфтяев А.С. 85

Уваров С.В. 113, 232
Уварова С.С. 206
Уксусников А.Н. 97-100
Ульшин В.И. 344
Ульшин С.В. 344
Урсу Д. 67

Фатеев М.П. 172

Федоров В.А. 77-81
Федосеев В.Б. 384
Федосеев М.Л. 267
Феофанов А.А. 264, 265
Ферару И. 67
Фесенюк М.В. 69
Филатов А.В. 91, 92
Филиппов Г.А. 85, 110, 147-149
Фильчиков В.Е. 317
Фирстов С.А. 4, 33-38, 393
Фоменко В.С. 209, 310
Фоменко Л.С. 343
Фроленков К. Ю. 312
Фроленкова Л. Ю. 312
Фролов В.А. 74, 296
Фролова Н.Ю. 223
Фурманов В.Б. 382
Фурсова Е.В. 175

Хажмурадов М.А. 336
Хаймович П.А 21,22,173,197,231,246
Хвисевич В.М. 359
Хейфец А.Э. 223
Хлебова Н.Е. 349, 350
Ходак И.В. 137, 139
Холодарь Б.Г. 213
Холомеев М.Г. 170
Хомская И.В. 223
Хон Ю.А. 44
Хорев И.Е. 234
Хороших В.М. 73, 170
Храмов Г.В. 112
Хрипунов Ю.В. 351

Царенко Ю.В. 389
Цехетбауер М. 320

Чаплыгина А.А. 185
Чартаев Х.Ш. 294
Чаусов Н.Г. 194
Чевская О.Н. 110
Челяпина О.И. 280
Черевань Ю.А. 295
Черепанов Д.Н. 146
Черник М.М. 262
Чернов В.М. 224-226
Чернышова Т. А. 380
Чернявская Н.В 301
Черняева Е.В. 245, 246
Черняева Т.П. 275
Черняк Н.А. 287, 295, 391
Чиванов А.В. 79
Чирадзе Г.Д. 145
Чиркина Л.А. 231, 261
Чишко В.В. 191, 204
Чугунова С.И. 27, 28
Чудинов В.В. 113
Чумляков Ю.И. 220-222
Чупиков А.А. 295

Шайсултанов Д.Г. 348
Шалыгина Т.А. 240
Шапиро И.А. 382
Шаповалов Ю.А. 87, 88
Шафлер Э. 320
Шевцов В.Ф. 329
Шеляков А. В. 259
Шеховцов О.В. 151-153
Шикимака О. 67
Шилин А.Д. 390
Ширинзаде И.Н. 160
Ширинзаде Н.А. 161
Широков Б.М. 104, 385
Шиян А. В. 31, 314, 385
Шлапацкая В.В. 299
Шломчак Г.Г. 382
Шляхова Г.В. 43
Шмаков А.Н. 128
Шмегера С.В. 155
Шокуров В.С. 260
Шорохов Е.В. 223
Шумилин С.Э. 208
Шуринов Р.В. 151-153
Шурыгина Н.А. 47
Шут О.О. 33

Щербань М.Ю. 384
Щерецкий А.А. 84

Эгамов М.Х. 313
Эфрос Б.М. 39
Эфрос Н.Б. 39

Юрков С.А. 120
Юрченко В.М. 75, 76
Юрьев А.Б. 61
Юсупов Д.И. 85
Ющенко К.А. 391

Яковенко Л.Ф. 386
Яковлев А.В. 78

Bonarski B. 83
Mangler C. 83
Zehetbauer M.J. 83

Содержание

	Стр
Неклюдов И.М., Пархоменко А.А., Лаптев И.Н., Красильников В.В., Савотченко С.Е. (Харьков/Украина, Белгород/Россия) ФИЗИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ: ОТ ВНУТРИАТОМНОГО – ДО МАКРОУРОВНЯ	3
Неклюдов И.М., Борц Б.В., Пархоменко А.А., Фирстов С.А., Даниленко Н.И. (Киев, Харьков/Украина) НАНОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МАССОПЕРЕНОСА МАТЕРИАЛОВ, СОЕДИНЯЕМЫХ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ	4
Панин В.Е. (Томск/Россия) ДЕФОРМИРУЕМОЕ ТВЁРДОЕ ТЕЛО КАК МНОГОУРОВНЕВАЯ ИЕРАРХИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННАЯ СИСТЕМА	5
Глезер А.М. (Москва/Россия) ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	6
Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Ламашевский В.П. (Киев/Украина) ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА И СТЕПЕНИ ЕГО ДЕГРАДАЦИИ В ПРОЦЕССЕ НАРАБОТКИ	7
Мильман Ю.В. (Киев/Украина) СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДИКИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ	8
Волчок О.И., Неклюдов И.М., Соколенко В.И. (Харьков/Украина) РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И МОДИФИКАЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ И МАГНИТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ (ОБЗОР)	9
Мешков Ю.Я. , Котречко С.А. (Киев/Украина) РОЛЬ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛА	10
Котречко С.А., Мешков Ю.Я. (Киев/Украина) ФИЗИКА И МЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА В СИЛЬНО НЕОДНОРОДНЫХ СИЛОВЫХ ПОЛЯХ, СОЗДАВАЕМЫХ КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ.	11
Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г., Голосов Е.В., Нарыкова М.В. (Санкт-Петербург/Россия) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ПЛОТНОСТЬ И ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОЛУЧЕННОГО ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВИНТОВОЙ И ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКЕ.	12
Руденко А.Г., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Савченко В.И. (Харьков/Украина) НОВЫЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА РАСТЯЖЕНИЕ	13
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М. (Донецк/Украина) ПРОСТРАНСТВЕННОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДИ ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ.	14
Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И., Прохоров Д.В. (Черноголовка/Россия) ТЕРМООБРАБОТКА ПОД ДАВЛЕНИЕМ КАК МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИ-ЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	15
Андриевский Р.А. (Черноголовка/Россия) ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ	16

Козлов Э.В. , Попова Н.А., Конева Н.А. (Томск/Россия)
МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОПОЛИКРИСТАЛЛОВ 17

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. (Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН, КОНЦЕНТРАЦИИ ТВЕРДОГО РАСТВОРА И ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ МЕДНЫХ СПЛАВОВ НА ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ 18

Гольцов В.А. (Донецк/Украина)
ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ 19

Клявин О.В. (Санкт-Петербург/Россия)
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННО-ДИНАМИЧЕСКОЙ ДИФФУЗИИ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ 20

Хаймович П.А. (Харьков/Украина)
БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ (ИТОГИ И ПЕРСПЕКТИВЫ) 21

Метолиди Э.Н., Соколенко В.И., Хаймович П.А. (Харьков/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zr–1%Nb В РЕЗУЛЬТАТЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ 22

Неклюдов И.М., Соколенко В.И., Борц Б.В., Куценко П.А., Рыбальченко Н.Д., Короткова И.М., Толмачева Г.Н. (Харьков/Украина)
ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СВЕРХПРОВОДЯЩИХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb_3Sn 23

Мац А.В., Соколенко В.И. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ. 24

Мац А.В., Нетёсов В.М., Соколенко В.И. (Харьков/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВА Zr–2,5%Nb В РЕЗУЛЬТАТЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ 25

Пушин В.Г. (Екатеринбург/Россия)
РАЗРАБОТКА НОВЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ И МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ 26

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Козырев Д.В., Куприн В.В., Слипенюк А.Н. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ 27

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В., Голубенко А.А. (Киев/Украина)
ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ, ОПРЕДЕЛЯЕМАЯ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ 28

Мильман Ю.В., Гринкевич К.Э., Мордель Л.В. (Киев/Украина)
ТВЕРДОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МОДУЛИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ ИНДЕНТОРОМ. 29

Азаренков Н.А., Воеводин В.Н., Кириченко В.Г., Ковтун Г.П., Литовченко С.В., Неклюдов. И.М. (Харьков/Украина)
СОВРЕМЕННЫЙ СТАТУС ДУО-СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ 30

Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Стеценко Н.Н., Шиян А.В. (Киев/Украина)
К ВОПРОСУ ОБ ОПТИМИЗАЦИИ СВОЙСТВ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 31

Белоусов Н.Н. (Донецк/Украина)
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ. 32

Фирстов С.А., Куликовский В.Ю., Рогуль Т.Г., Пономарев С.С., Ковыляев В.В., Шут О.О. (Киев/Украина)
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОК ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ. 33

Фирстов С.А., Куликовский В.Ю., Рогуль Т.Г., Пономарев С.С., Ковыляев В.В. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ КОНЦЕНТРАЦИЙ КИСЛОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК ТИТАНА И ХРОМА. 34

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В. (Киев/Украина)
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ. 35

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Карпец М.В., Самелюк А.В., Пономарев С.С., Ковыляев В.А. (Киев/Украина)
ФОРМИРОВАНИЕ ТИПА ФАЗ И ИХ АТОМНОГО СОСТАВА В ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ. 36

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Самелюк А.В. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ВЕЛИЧИНУ МОДУЛЯ ЮНГА. 37

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. (Киев/Украина)
ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ СВЯЗЬ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ, ПРОЧНОСТИ И ДЕФОРМАЦИИ СОВРЕМЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОКАЗАТЕЛЯМИ АВТОМАТИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ. 38

Лоладзе Л.В., Гладковский С.В., Эфрос Н.Б., Смирнов С.В., Эфрос Б.М., Варюхин В.Н. (Донецк/Украина, Екатеринбург/Россия)
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ 39

Гринберг Б.А., Иванов М.А., Иноземцев А.В. (Екатеринбург/Россия, Киев/Украина)
ПОЧЕМУ ПЕРЕМЕШИВАЮТСЯ НЕСМЕШИВАЮЩИЕСЯ ВЗВЕСИ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ: НОВАЯ ВЕРСИЯ 40

Антонова О.В., Гринберг Б.А., Ёлкина О.А. Иноземцев А.В. (Екатеринбург/Россия)
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАН-ОРТОРОМБИЧЕСКИЙ АЛЮМИНИД ТИТАНА (СВАРКА ВЗРЫВОМ) 41

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф. (Томск/Украина)
СТАДИЙНОСТЬ МНОГОУРОВНЕВОГО РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН КАК НЕЛИНЕЙНОГО АВТОВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА ПОВОРОТНОГО ТИПА. 42

Данилов В.И., Орлова Д.В., Зуев Л.Б., Шляхова Г.В. (Томск/Россия)
АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ 43

Зуев Л.Б., Хон Ю.А. (Томск/Россия)
НЕЛИНЕЙНЫЕ АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ 44

Столяров В.В. (Москва)
ИНТЕНСИВНАЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ 45

Семухин Б.С. (Томск/Россия)
НОВЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВРЕМЕННОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ 46

Глезер А.М., Пермякова И.Е., Шурыгина Н.А., Рассадина Т.В. (Москва/Россия)
ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–B, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ 47

Куксенко В.С., Рустамова М.З. (Санкт-Петербург/Россия)
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИРОДНЫХ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ 48

Куксенко В.С., Савельев В.Н., Савельев Д.В. (Санкт-Петербург/Россия)
АКУСТОЭМИССИОННЫЙ МЕТОД ДИАГНОСТИКИ КОНСТРУКЦИЙ (НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ И ПРАКТИКА) 49

Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Голосов Е.В. (Белгород/Россия)
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА 50

Алехин В.П., Алехин О.В. (Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ С УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЧАСТОТОЙ 51

Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ НЕСМЕШИВАЮЩИХСЯ КОМПОНЕНТОВ ВОЛЬФРАМ–МЕДЬ, МОЛИБДЕН–МЕДЬ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ 52

Ионина А.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ АЛИТИРОВАНИИ С КАРБИДОМ КРЕМНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ 53

Жмакин Ю.Д., Романов Д.А., Будовских Е.А., Кузнецов В.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ УСТАНОВКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА МАТЕРИАЛАХ 54

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Романов Д.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ 55

Бащенко Л.П., Карпий С.В., Романов Д.А., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
КАРБИДИЗАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ НАУГЛЕРОЖИВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ . 56

Мартынов А.Н., Старостенков М.Д., Ивахин М.П., Полетаев Г.М. (Новокузнецк, Барнаул/Россия)
МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni_3Al 57

Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк,Томск/Россия)
ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНООСНЫМ СЖАТИЕМ 58

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Мясникова М.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ 59

Кузнецов В.А., Жмакин Ю.Д., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия)
ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ГЕНЕРАТОРОВ МОЩНЫХ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ В НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ 60

Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Мясникова В.И., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Громов В.Е. (Новокузнецк,Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ 61

Горбунов С.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Бессонов Д.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ УСТАЛОСТИ 62

Невский С.А., Мясникова В.И., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СУБСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЯ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ 63

Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Старовацкая С.Н., Мясникова В.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк,Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ЭВОЛЮЦИЮ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ 64

Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. Новокузнецк/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВК10КС 65

Драгошанский Ю.Н., Губернаторов В.В., Пудов В.И. (Екатеринбург/Россия)
ИЗМЕНЕНИЕ ДОМЕНОВ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ 66

Грабко Д., Шикимака О., Елиша М., Сава Б., Боройка Л., Пырцак К., Даницэ З., Ферару И., Урсу Д. (Кишинев/Молдова, Бухарест-Мэгуреле/Румыния)
ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И СПЕЦИФИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ФОСФАТНЫХ СТЕКОЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ 67

Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Пономарева И.А. (Волгоград/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗОН СОЕДИНЕНИЙ КОМПОЗИТА АД1-МА2-0-АД1, СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ, ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ 68

Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Рааб Г.И., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р., Абрамова М.М. (Оренбург, Уфа/Россия)
ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ 69

Голосова О.А., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Зисман А.А. (Белгород, Санкт-Петербург/Россия)
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Nb–Mo–Zr 70

Карасева Е.В., Малыхин Д.Г., Мац А.В., Соколенко В.И. (Харьков/Украина)
ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА Zr1Nb В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-700К 71

Бакай С.А., Бакай А.С., Петрусенко Ю.Т., Неклюдов И.М., Горбатенко В.М. (Харьков/Украина)
РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ УСТАЛОСТИ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ 72

Белоус В.А., Карасева Е.В., Носов Г.И., Соколенко В.И., Хороших В.М., Толмачёва Г.Н. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ Al^+,Mo^+,Zr^+ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Zr1Nb. 73

Карасева Е.В., Куценко П.А., Леденев О.П., Соколенко В.И., Фролов В.А. (Харьков/Украина)
ИЗМЕРЕНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГАФНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 74

Краснюк И.Б., Мельник Т.Н., Юрченко В.М. (Донецк/Украина)
ПОВЕРХНОСТНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПЛАСТИНЧАТЫЕ СТРУКТУРЫ ТУРБУЛЕНТНОГО ТИПА В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ 75

Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М. (Донецк/Украина)
ОСОБЕННОСТИ НЕСИММЕТРИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСЕЙ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК 76

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Скородумов П.А. (Тамбов/Россия)
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Fe–Si ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ. 77

Федоров В.А., Яковлев А.В., Коренков В.В., Конопкина Н.А. (Тамбов/Россия)
ПОВЕДЕНИЕ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Zr И Pd ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ 78

Новиков Г.В., Нестеров К.О., Чиванов А.В., Федоров В.А. (Тамбов/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКТРА ИМПУЛЬСНОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ, ВОЗБУЖДАЕМОЙ В КРИСТАЛЛЕ LiF НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ 79

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Козловский Ю.М. (Тамбов/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ДИАГРАММ НАГРУЗКА–ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ СПЛАВА Fe–Si. 80

Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А. (Тамбов/Россия)
ОБРАЗОВАНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ В НИХ МЕТАЛЛА 81

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б. (Черноголовка/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В СИСТЕМЕ Al–Zn 82

Подольский А.В., Смирнов С.Н., Табачникова Е.Д., Бенгус В.З., Великодный А.Н., Тихоновский М.А., Bonarski B., Mangler C., Zehetbauer M.J. (Харьков/Украина, Wien/Austria)
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЦИРКОНИЯ 83

Бакай С.А., Щерецкий А.А., Лахненко В.Л., Соловьева А.В. (Харьков, Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМО-ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{99}Y_1$ 84

Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И. (Москва/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ 85

Лазарев Н. П., Бакай А. С. (Харьков/Украина)
БЕЗДИСЛОКАЦИОННОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ 86

Коршак В.Ф., Матейченко П.В., Самсоник А.Л., Ткаченко Н.В., Шаповалов Ю.А., Воронцова Р.И., Крышталь А.П. (Харьков/Украина)
ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ. 87

Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А., Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н., Матейченко П.В. (Харьков/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. 88

Белошенко В.А., Токий В.В., Пилипенко А.Н., Давиденко А.А. (Донецк/Украина)
УПРУГИЕ И ДИССИПАТИВНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ МЕДИ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ 89

Пилипенко А.П. (Киев/Украина)
КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССАХ 90

Котречко С.А., Мазилова Т.И., Михайловский И.М., Овсянников А.В., Филатов А.В. (Киев, Харьков/Украина)
МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАЗРУШЕНИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ И СТЕКОЛ 91

Котречко С.А., Носенко В.К., Зацарная А.В., Филатов А.В. (Киев/Украина)
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ И АМОРФНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ 92

Котречко С.А., Мамедов С.А. (Киев/Украина)
ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕНИЯ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ 93

Котречко С.А., Мазилова Т.И., Михайловский И.К., Покропивный А.В. (Киев, Харьков/Украина)
ПРОЧНОСТЬ МОНОАТОМНОЙ ЦЕПОЧКИ УГЛЕРОДА. *AB-INITIO* МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ. 94

Котречко С.А., Мац А.В., Полушкин Ю.А., Соколенко В.И. (Киев, Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОЙ ОСАДКОЙ СТАЛИ 30 95

Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. (Екатеринбург/Россия)
СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Cu_3Au И Cu3Pd ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГА 96

Марченкова Е.Б., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. (Екатеринбург/Россия)
ЭФФЕКТ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ ТРОЙНЫХ И ЧЕТВЕРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni_2MnGa С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ 97

Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. (Екатеринбург/Россия)
ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА 98

Макаров В.В., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. (Екатеринбург/Россия)
СОЧЕТАНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ 99

Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Сенаторова О.Г., Троянов В.А. (Екатеринбург/Россия)
РАЗРАБОТКА ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu 100

Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. (Екатеринбург/Россия)
СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА 101

Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. (Екатеринбург/ Россия)
СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ СПЛАВЕ Al–Li–Cu–Zr 102

Кругликов Н.А., Каменецкий Б.И., Волков А.Ю., Саврай Р.В. (Екатеринбург/Россия)
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАГНИЯ ПОСЛЕ СИЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 103

Бакай Е.С., Широков Б.М. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЙ ГАЗОФАЗНОГО ОСАЖДЕНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТОМАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ №823 104

Белоус В.А., Бородин О.В., Куприн А.С., Овчаренко В.Д., Решетняк Е.Н., Толмачёва Г.Н. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ TiN, ОСАЖДЁННЫХ ИЗ СЕПАРИРОВАННОГО ПОТОКА ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОЙ ДУГИ. 105

Белоус В.А., Куприн А.С., Ломино Н.С., Овчаренко В.Д., Решетняк Е.Н., Толмачёва Г.Н., Дуб С.Н., Тимофеева И.И (Харьков, Киев/Украина)
СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiAlSiN. 106

Корниенко Н.Е., Кулиш Н.П., Павленко Е.Л., Брусенцов В.А., Стрельчук В.В. (Киев/Украина)
ИЗУЧЕНИЕ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ФУЛЛЕРИТАХ С60 МЕТОДОМ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА (ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ). 107

Корниенко Н.Е., Науменко А.П.(Киев/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК И ФУЛЛЕРИТОВ С60 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ. 108

Корниенко Н.Е., Кулиш Н.П., Павленко Е.Л., Брусенцов В.А. (Киев/Украина)
КОЛЛЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ АТОМОВ Sn, Fe, Ti С ФУЛЛЕРЕНАМИ С60 109

Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н. (Москва/ Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКО-ЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ 110

Красильников В.В., Пархоменко А.А., Прозорова М.С., Савотченко С.Е. (Харьков/ Украина, Белгород/Россия) 111
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ

ПОЛЗУЧЕСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Корнеева Е.А., Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р., Скоморохов А.Н., Храмов Г.В. (Белгород/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 112

Ляпунова Е.А., Петрова А.Н., Бродова И.Г., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б (Пермь, Екатеринбург/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ И ПРОСТРАНСТВЕННОГО СКЕЙЛИНГА ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР, ФОРМИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ 113

Бертяев Б.И., Реут И.И. (Самара/Россия)
О КИНЕТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ ДВИЖЕНИЯ ЯДРА АТОМА В МЕТАЛЛАХ С ОЦК И ГЦК РЕШЁТКАМИ. 114

Бертяев Б.И., Реут И.И. (Самара/Россия)
ОБ ОДНОМ ЭЛЕКТРОННОМ ПОДХОДЕ К ИНТЕРПРЕТАЦИИ ВНУТРЕННЕГО ДАВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ. 115

Малашенко В.В. (Донец/Украина)
ВЛИЯНИЕ СПЕКТРА ДИСЛОКАЦИОННЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ВОЗНИКНОВЕНИЕ ЭФФЕКТА СУХОГО ТРЕНИЯ ПРИ ДВИЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ВИДАМИ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ 116

Васильев В.В., Коваленко В.И., Лучанинов А.А., Маринин В.Г., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачева Г.Н. (Харьков/Украина)
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ (Ti,Al)N, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИТТРИЕМ. 117

Аксёнов И.И., Белоус В.А., Заднепровский Ю.А., Ломино Н.С.(Харьков/Украина)
СРАВНЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ КОНДЕНСАТОВ TiN и Ti–Si–N 118

Аксенов И.И., Белоус В.А., Заднепровский Ю.А., Ломино Н.С., Толмачёва Г.Н. (Харьков/Украина)
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВАКУМНО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN 119

Аксёнов Д.С., Аксёнов И.И., Лучанинов А.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е., Толмачёва Г.Н., Юрков С.А. (Харьков/Украина)
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Ti-Al-N ПОКРЫТИЙ, ОСАЖДАЕМЫХ ИЗ СМЕШАННОГО ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ПОТОКА ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ 120

Калиниченко А.И., Стрельницкий В.Е. (Харьков/Украина)
НЕЛИНЕЙНЫЙ АКУСТИЧЕСКИЙ ОТКЛИК КОМПОЗИТА НА ИМПУЛЬСНОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КАК НОВЫЙ КАНАЛ ИНФОРМАЦИИ О ПРОЦЕССАХ РАЗРУШЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ «ВКЛЮЧЕНИЕ-МАТРИЦА» 121

Aksyonov D.S., Aksenov I.I., Luchaninov A.A., Reshetnyak E.N., Strel'nitskij V.E. (Харьков/Украина)
COMPOSITION ADJUSTMENT OF VACUUM-ARC Ti–Al–N FILMS, DEPOSITED WITH USE OF TWO-CHANNEL FILTER 122

Москаленко В.А., Смолянец Р.В., Стеценко С.П., Ковтун К.В. (Харьков/Украина)
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАФНИЯ ТЕХНИЧЕСКОЙ ЧИСТОТЫ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1,7–430 К 123

Брауде И.С., Гольцов Н.Н., Москаленко В.А. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНА ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ 124

Москаленко В.А., Смирнов А.Р., Смолянец Р.В. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НАНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА 125

Москаленко В.А., Смирнов А.Р. (Харьков/Украина)
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ ПРИ КРИОПРОКАТКЕ 126

Глазунов Ф.И., Даниленко И.А., Константинова Т.Е., Волкова Г.К., Прохоренко С.В., Бурховецкий В.В. (Донецк/Украина)
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2+3%Y_2O МАТРИЦЫ. 127

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Шмаков А.Н. (Томск/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Zr–1%Nb МЕТОДОМ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ 128

Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л. (Томск/Россия)
СТРУКТУРНО-ОРИЕНТАЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ-СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ 129

Пенкин А.В., Иванов М. Б., Колобов Ю.Р., Голосов Е. В. (Белгород/Россия)
ТЕПЛАЯ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВАЯ ПРОКАТКА КАК МЕТОД ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 130

Грицына В.И., Дудник С.Ф., Опалев О.А., Решетняк Е.Н., Стрельницкий В.Е. (Харьков/Украина)
ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОКРИСТАЛ-ЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ 131

Борисенко Е.Б., Колесников Н.Н., Тимонина А.В., Борисенко Д.Н., Зверькова И.И. (Черноголовка/Россия)
ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКА ZnSe 132

Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Волчок О.И. (Белгород/Россия, Харьков/ Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНА ВТ1-0 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ И ИЗОХРОННЫХ ОТЖИГОВ. 133

Гуткин М.Ю., Панпурин С.Н. (Санкт-Петербург/Россия)
РАВНОВЕСНЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ СТРУКТУРЫ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ НЕОДНОРОДНОГО АТОМНОГО СОСТАВА 134

Гуткин М.Ю., Дынкин Н.К. (Санкт-Петербург/Россия)
АТЕРМИЧЕСКИЙ РОСТ ЗЕРЕН В УЛЬТРАТОНКИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ 135

Лебедев В.П., Крыловский В.С., Лебедев С.В., Савич С.В. (Харьков/Украина)
ПРОЯВЛЕНИЕ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОМЫШЛЕННОГО СПЛАВА Al–3ат.%Mg В РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛАХ (4,2 К и 300 К). 136

Дубинко В.И., Довбня А.Н., Кушнир В.А., Ходак И.В., Лебедев В.П., Крыловский В.С., Лебедев С.В., Клепиков В.Ф. (Харьков/Украина)
ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ Al, Cu В УСЛОВИЯХ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО И НЕПРЕРЫВНОГО ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ. 137

Лебедев В.П., Крыловский В.С., Лебедев С.В. (Харьков/Украина)
СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ Pb–(2–50)ат.%In В НОРМАЛЬНОМ И СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИЯХ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ (1,65– 4,2) К. 138

Дубинко В.И., Кушнир В.А., Ходак И.В., Лебедев В.П., Крыловский В.С., Лебедев С.В., Клепиков В.Ф. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРМЫШЛЕННОГОСПЛАВА Al–3%Mg. 139

Солдатов В.П., Нацик В.Д., Кириченко Г.И. (Харьков/Украина)
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ С ВЫСОКИМ БАРЬЕРОМ ПАЙЕРЛСА (НА ПРИМЕРЕ β-ОЛОВА). 140

Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н. (Киев/Украина)
РАЗВИТИЕ ВОЛНОВОЙ УПРУГОТЕРМОДИНАМИКИ И ЭФФЕКТЫ НАНО- И ПИКОФИЗИКИ. 141

Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н.(Киев/Украина)
О ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМАХ КАТАЛИТИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ГРАФИТА В АЛМАЗ. 142

Пашинская Е.Г., Добаткин С.В., Варюхин В.Н.,Завдовеев А.В., Бурховецкий В.В. (Донецк/Украина, Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ 143

Григорова Т.В. (Харьков/Украина)
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКО-ЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ 144

Чирадзе Г.Д., Герасимов А.Б., Буачидзе Д.Г. (Кутаиси/Грузия)
ВЛИЯНИЕ ОСВЕЩЕНИЯ НА ОБРАЗЦЫ Si, НАХОДЯЩИЕСЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В КОНЦЕ ПРОЦЕССА МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ 145

Черепанов Д.Н., Старенченко В.А., Слободской М.И. (Томск/Россия)
ГЕНЕРАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ГЦК-КРИСТАЛЛЕ С СУБСТРУКТУРОЙ 146

Ливанова О.В., Белкин А.А., Филиппов Г.А., Степанов П.П. (Москва, Выкса/Россия)
ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ 147

Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Комков Н.А., Никулин А.Н., Филиппов Г.А. (Москва, Выкса/Россия)
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ 148

Белоусов Г.С., Филиппов Г.А. (Москва /Россия)
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЗОТИСТОГО ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВОГО АУСТЕНИТА 149

Константинова Т.Е., Даниленко И.А. (Донецк/Украина)
КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ: ИССЛЕДОВАНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ 150

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ IN SITU В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ. 151

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Гриценко В.И. (Харьков/Украина)
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА. 152

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина)
МЕТОД ВИЗУАЛИЗАЦИИ АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЯХ. 153

Пинчук, В.Г., Короткевич С.В., Бобович С.О. (Гомель/Беларусь)
МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ СЕЛЕКТИВНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТРЕНИИ. 154

Дуб С.Н., Шмегера С.В., Толмачева Г.Н. (Киев/Украина)
ИЗМЕРЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ 155

Табачникова Е.Д., Подольский А.В., Смирнов С.Н., Бенгус В.З., Псарук И.А., Лиао П.К. (Харьков/Украина, Кноксвилл/США)
ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ni–18%Fe В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4.2–350 К 156

Луцык В.И., Сумкина О.Г. (Улан-Уде/Россия)
ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ОТ КОНКУРЕНЦИИ ПЕРВИЧНЫХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ В НОНВАРИАНТНОЙ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ 157

Lutsyk V., Zyryanov A. (Улан-Уде/Россия)
DEPENDENCE OF ALLOY'S MICROSTRUCTURE FROM MONOVARIANT 3-PHASE REACTION TYPE CHANGING 158

Мубассарова В.А., Богомолов Л.М. (Бишкек/Киргизия, Южно-Сахалинск/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИЙ ПОЛЕЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ОБРАЗЦОВ ГЕОМАТЕРИАЛОВ 159

Мамедова И.Г., Ширинзаде И.Н. (Баку/Азербайджан)
КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ АЗЕРБАЙДЖАНА 160

Ширинзаде Н.А., Алиева С.Б., Ганбаров Д.М. (Баку/Азербайджан)
СТРУКТУРНО-ХИМИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ 161

Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Толстун А.Н. (Черноголовка/Россия)
ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ. 162

Гильмутдинов Ф.З., Волков В.А., Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Салтыков А.В. (Ижевск/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОПЛАВЛЕНИЯ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 163

Пупынин А.С. (Н.Новгород/Россия)
КИНЕТИКА АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В СПЛАВАХ С РАСТВОРИМЫМИ ЧАСТИЦАМ ВТОРОЙ ФАЗЫ 164

Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж/Россия)
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПЕРЕХОД МЕТАЛЛОВ В ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ" 165

Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж/Россия)
АМД-АНАЛИЗ СВЯЗИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ОСОБЕННОСТЯМИ ИХ СТРОЕНИЯ 166

Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж/Россия)
РАЗРАБОТКА АМД-МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР МАТЕРИАЛОВ И ИХ ПАРАМЕТРОВ СОСТОЯНИЯ 167

Ивченко В.А. (Екатеринбург/Россия)
ОСОБЕННОСТИ АТОМНО-ПРОСТРАНСТВЕННОГО СТРОЕНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ 168

Ивченко В.А., Медведева Е.В., Ивченко М.В., Калинина Е.Г. (Екатеринбург/Россия)
ПОЛЕВАЯ ИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОПОР В ОБЛУЧЕННЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ 169

Белоус В.А., Носов Г.И., Леонов С.А., Хороших В.М., Толмачёва Г.Н., Холомеев М.Г. (Санкт-Петербург/Россия)
ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЁРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ПЛЕНОК ДИОКСИДА ТИТАНА. 170

Бакай С.А., Волчок О.И., Горбатенко В.М. (Харьков/Украина)
ЭФФЕКТ АКУСТИЧЕСКОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ HASTELLOY 171

Бакай С.А., Булатов А.С., Долженко В.Ф., Клочко В.С., Корниец А.В., Фатеев М.П. (Харьков/Украина)
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА Zr–Ti–Cu–Ni–Al 172

Замлер Е.Г., Лазарева М.Б., Оковит В.С., Хаймович П.А (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ВСЕСТОРОННЕГО СЖАТИЯ ПРИ БКД НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТ1-0 173

Кадомцев А.Г., Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Дамаскинская Е.Е., Синани А.Б. (Санкт-Петербург/Россия)
РАЗВИТИЕ РАЗРУШЕНИЯ SiC-КЕРАМИК ПРИ РАСТЯЖЕНИИ. 174

Береснев В.М., Турбин П.В. , Ковалева М.Г., Колесников Д.А., Маликов Л.В., Фурсова Е.В., Грудницкий В.В. (Харьков/Украина, Белгород/Россия)
АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ НАНОКОПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ 175

Бакиров Ж.Т., Пазылов Ш.Т., Оморов Н.А. (Бишкек, Жала-Абат/Кыргызстан
ДЕФОРМАЦИОННАЯ АНИЗОТРОПИЯ И СТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 176

Псарук И.А., Табачникова Е.Д., Подольский А.В, Смирнов С.Н., Иванисенко Ю.Г. (Харьков/Украина, Karlsruher/ Germany)
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Pd–10%Au 177

Дмитрук М.И., Жога Л.В. (Волгоград/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ. 178

Иванов М.Б., Пенкин А.В., Нечаенко Д.А., Колобов Ю.Р. (Белгород/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА 179

Нечаенко Д.А., Иванов М.Б., Манохин С.С. (Белгород/Россия)
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЙОДИДНОГО ТИТАНА. 180

Мельчаков М. А., Скворцов А. И. (Киров/Россия)
ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe–Al 181

Пашинская Е.Г. (Донецк/Украина)
ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 182

Метлов Л.С. (Донецк/Украина)
ВАКАНСИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛОВ 183

Метлов Л.С., Мышляев М.М. (Донецк/Украина, Москва/Россия)
ДВУХУРОВНЕВАЯ КИНЕТИКА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ С УЧЕТОМ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ 184

Чаплыгина А.А., Попова Л.А., Старостенков М.Д. (Барнаул, Рубцовск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЯ В СИСТЕМЕ CuPt 185

Белошапка В.Я., Семенова Е.С., Платков В.Я. (Бердянск, Харьков/Украина)
ДИСЛОКАЦИОННОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХПРОВОДНИКАХ II РОДА 186

Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И. (Харьков/Украина)
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ Fe–W. 187

Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Субботин А.В. (Харьков/Украина)
НАНО - И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОНДЕНСИРОВАННЫЕ В ВАКУУМЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ. 188

Буйнов А.Л., Князев С.А., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Немов С.А., Обидов Б.А. (Санкт-Петербург/Россия)
РАЗРАБОТКА МОНИТОРИНГА МЕТОДОМ ДМЭ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ Pt ФОЛЬГ В ПРОЦЕССЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ 189

Варкентин М.С., Гиляров В.Л., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Обидов Б.А., Слуцкер А.И. (Санкт-Петербург/Россия)
МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ РЕЛЬЕФОВ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРЫВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ 190

Константинова Т.Е., Белошенко В.А., Глазунова В.А., Чишко В.В. (Донецк/Украина)
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО Nb–Ti СПЛАВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 191

Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. (Томск, Уфа, Москва/Россия)
ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ 10Г2ФТ И 06МБФ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ 192

Метлов Л.С., Завдовеев А.В. (Донецк/Украина)
БЕЗДИФФУЗИОННАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В НАНОМАТЕРИАЛАХ ПРИ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ 193

Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Турчак Т.В., Волянская Е.М. (Киев/Украина)
ЭФФЕКТЫ ПРОЯВЛЕНИЯ ПЛОЩАДОК ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗКАХ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ 194

Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В. (Томск/Россия)
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ 195

Ватажук Е.Н., Нацик В.Д. (Харьков/Украина)
ДИАГНОСТИКА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ Cu И КОМПОЗИТА Cu–Nb АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ. 196

Ватажук Е.Н., Паль-Валь П.П., Нацик В.Д., Паль-Валь Л.Н., Тихоновский М.А., Великодный А.Н., Хаймович П.А. (Харьков/Украина)
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В НАНОСТРУКТУРНОМ ЦИРКОНИИ. 197

Матлин М.М., Мозгунова А.И., Казанкина Е.Н., Казанкин В.А. (Волгоград/Россия)
МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ КОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕЛ БЛИЗКОЙ ТВЕРДОСТИ 198

Камышанченко Н. В., Кунгурцев М. С., Кузнецов Д. П., Печерина О. А. (Белгород/Россия)
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА В ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0. 199

Потапова А.А., Столяров В.В. (Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МИКРОТВЕРДОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ 200

Потапова А.А., Бондарев А.Б., Андреев В.А., Столяров В.В. (Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ И РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА 201

Мошков В.Ю., Коротаев А.Д., Овчинников С.В., Тюменцев А.Н., Борисов Д.П. (Томск/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN. 202

Коротаев А.Д., Борисов Д.П., Овчинников С.В., Мошков В.Ю., Тюменцев А.Н. (Томск/Россия)
ПРИНЦИПЫ ДИЗАЙНА И СИНТЕЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ. 203

Белошенко В.А., Дмитренко В.Ю., Чишко В.В. (Донецк/Украина)
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МНОГОВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ. 204

Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г. (Томск/Россия)
ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. 205

Кугаенко О.М., Наими Е.К., Петраков В.С., Уварова С.С. (Москва/Россия)
ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТАНТАЛАТА ЛИТИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ 206

Любименко Е.Н., Гольцова М.В. (Донецк/Украина)
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПАЛЛАДИЕВОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ ЕЕ ОДНОСТОРОННЕМ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ 207

Кириченко Г.И., Солдатов В.П., Нацик В.Д., Пустовалов В.В., Шумилин С.Э. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КВАНТОВУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ β-ОЛОВА 208

Пустовалов В.В., Фоменко В.С. (Харьков/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ПЕРЕХОДЕ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ 209

Макаров С.В., Плотников В.А. (Барнаул/Россия)
АКУСТИЧЕСКИЕ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ 210

Ромашов Р.В., Горелов С.Н. (Оренбург/Россия)
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ОРГАНОПЛАСТИКА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ 211

Камышанченко Н.В., Кузнецов Д.П., Кунгурцев М.С., Печерина О.А. (Белгород/Россия)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ ВТ1-0 212

Холодарь Б.Г. (Брест/Беларусь)
ЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТЕРЖНЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ 213

Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. (Томск/Россия
ВЛИЯНИЕ ВАРИАЦИИ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НАПРЯЖЕНИЕ ТЕЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni_3Ge 214

Билан А.В., Осипенко В.И., Плахотный А.П. (Черкассы/Украина)
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРОВОЛОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ 215

Сурсаева В.Г. (Черноголовка/Россия)
КИНЕТИКА ДВИЖЕНИЯ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА С РЕБРОМ ПЕРВОГО ПОРЯДКА В ЦИНКЕ 216

Крячко С.В., Малыхин С.В., Пугачев А.Т., Решетняк М.В. (Харьков/Украина)
РЕНТГЕНОВСКИЙ СПОСОБ ИЗУЧЕНИЯ СУБСТРУКТУРЫ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ, ВКЛЮЧАЯ ФАЗОННЫЕ ДЕФЕКТЫ 217

Ажажа В.М., Лавриненко С.Д., Крячко С.В., Малыхин С.В., Пугачев А.Т. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПОТОКОВ ЧАСТИЦ И КВАНТОВ РЕНТГЕНОВСКОГО И ВУФ-ДИАПАЗОНОВ НА СТРУКТУРУ И СУБСТРУКТУРУ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В СИСТЕМАХ Ti–Zr–Ni и Ti–Hf–Ni 218

Гаркуша И.Е., Малыхин С.В., Махлай В.А., Пугачев А.Т. (Харьков/Украина)
ИЗМЕНЕНИЕ СУБСТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПЛАСТИН ИТЕРА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ 219

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Караман И. (Томск/Россия, College Station/USA)
СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ОБРАТИМЫМИ γ–α' МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ. 220

Киреева И.В., Данильсон Ю.Н., Чумляков Ю.И., Кейних К.С. (Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА. 221

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В. (Томск/Россия)
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ, МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И $\gamma - \varepsilon - \alpha'$ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ. 222

Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Насонов П.А. (Екатеринбург, Снежинск, Москва/Россия)
ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 223

Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Чернов В.М., Смирнов И.В. (Томск, Уфа, Москва/Россия)
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА V–4Ti–4Cr В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК 224

Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М. (Томск, Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА V–4Ti–4Cr 225

Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. (Томск, Москва/Россия)
МЕХАНИЗМЫ МОДИФИКАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ И ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА V–Zr–C С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА. 226

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И. (Томск/Россия)
СТАДИЙНОСТЬ "ИСТИННЫХ" ДИАГРАММ НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ 227

Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Пойда В.П., Клепиков В.Ф., Коломак Ю.В. (Харьков/Украина)
ОПТИМАЛЬНОЕ КОЛИЧЕСТВО ЖИДКОЙ ФАЗЫ И МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕХПЛАСТИЧНОСТИ 228

Петухов Б. В. (Москва/Россия)
АНОМАЛЬНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ВСЛЕДСТВИЕ ИММОБИЛИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИЙ ПОДВИЖНЫМИ ПРИМЕСЯМИ 229

Китаева Д.А., Рудаев Я.И. (Санкт-Петербург/Россия, Бишкек/Кыргызстан)
ЛОКАЛИЗАЦИЯ И УСТОЙЧИВОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ОСЕВОГО РАСТЯЖЕНИЯ 230

Чиркина Л.А., Лазарева М.Б., Оковит В.С., Калиновский В.В., Хаймович П.А., Соколенко В.И., Замлер Е.Г., Пойда В.П., Брюховецкий В.В., Пойда А.В. (Харьков/Украина)
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ДЕФОРМИРОВАННОГО ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ 231

Плехов О.А., Уваров С.В., Сенкевич А.Б., Наймарк О.Б. (Пермь/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ИНФРАКРАСНОЙ ТЕРМОГРАФИИ 232

Горнакова А.С., Страумал Б.Б. (Черноголовка/Россия)
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЕТЬЕЙ КОМПОНЕНТЫ НА ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВЕ Zr–2,5масс.%Nb 233

Захаров В.М., Хорев И.Е. (Томск/Россия)
ДЕФОРМАЦИЯ ИЗГИБА ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ УДАРНИКОВ В УСЛОВИЯХ НЕСИММЕТРИЧНОГО РАЗРУШЕНИЯ ИХ ГОЛОВНЫХ ЧАСТЕЙ 234

Акчурин М.Ш. , Ковальчук М.В. , Купенко И.И. (Москва/Россия)
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ОЦЕНКИ ПРОЦЕССОВ ДВОЙНИКОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Y_3Al_5O_{12}$, Y_2O_3 и Lu_2O_3 И ИХ РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ ЛАЗЕРНЫХ КЕРАМИК 235

Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. (Томск/Россия)
НАНОДИПОЛИ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ КАК НОСИТЕЛИ НЕКРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО СДВИГА И ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ 236

Дитенберг И.А., Тюменцев А. Н., Корзников А.В. (Томск, Уфа/Россия)
ОСОБЕННОСТИ АНИЗОТРОПИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 237

Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Захожева М.И., Корзников А.В. (Томск/Уфа/Россия)
ПРЯМЫЕ И ОБРАТНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 238

Литовченко И.Ю., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. (Томск, Уфа/Россия)
ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ 239

Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. (мл.), Шалыгина Т.А. (Томск/Россия)
ПРОЦЕССЫ ПОЛЗУЧЕСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА NI_3GE, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ВДОЛЬ НАПРАВЛЕНИЯ [$\bar{1}$ 39] 240

Ершов В.И. (Москва/Россия)
ПОВЕРХНОСТЬ КАК ИНСТРУМЕНТ ПОЗНАНИЯ В РАСЧЕТАХ КОНТИНУАЛЬНЫХ СИСТЕМ НА ПРОЧНОСТЬ И ЖЕСТКОСТЬ 241

Волков А.Е., Евард М.Е., Емельянова Е.В. (Санкт-Петербург/Россия)
РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ТЕКСТУРЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОБРАЗЦЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА 242

Гладковский С.В., Коковихин Е.А., Смирнова С.В., Трунина Т.А. (Екатеринбург/Россия)
ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ 243

Вьюненко Ю.Н. (Санкт-Петербург/Россия)
ЭВОЛЮЦИЯ ПОЛЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ РАЗВИТИЯ ПРЯМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ 244

Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Тольятти/Россия)
ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ «ВЫЛЕЖИВАНИЯ» ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20, ПОДВЕРГНУТЫХ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ, НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ 245

Черняева Е.В., Хаймович П.А., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Тольятти/Россия, Харьков/Украина)
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТАБИЛИЗИРУЮЩЕГО ВЛИЯНИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ Х18Н10Т ПОСЛЕ БКД 246

Маркашова Л.И., Алексеенко Т.А., Бердникова Е.Н. (Киев/Украина)
СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ И ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ ПРОЧНОСТИ, ПЛАСТИЧНОСТИ, ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ 247

Лазаренко А.С. (Бердянск/Украина)
ДИСЛОКАЦИОННО-ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ГРАНИЦАХ И СТЫКАХ ЗЁРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛОВ 248

Андриевская Н.Ф., Кисляк И.Ф., Кутний К.В., Пикалов А.И., Рудычева Т.Ю., Тихоновский М.А. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННОГО ЧИСТОГО ТИТАНА 249

Белошенко В.А., Бурховецкий В.В., Возняк А.В., Возняк Ю.В. (Донецк/Украина)
НОВЫЕ МЕТОДЫ СТРУКТУРНОЙ МОДИФИКАЦИИ КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ПОЛИМЕРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. 250

Борц Б.В,. Неклюдов И.М,. Ткаченко В.И (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ СВАРИВАЕМЫХ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ 251

Кунченко Ю.В., Кунченко В.В., Картмазов Г.Н., Неклюдов И.М. (Харьков/Украина)
ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ «ПОДЛОЖКА-КОНДЕНСАТ» В ПРОЦЕССЕ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ 252

Кунченко Ю.В., Кунченко В.В., Картмазов Г.Н., Неклюдов И.М. (Харьков/Украина)
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНЫХ $Ti_{1-x}Si_xN$ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ НЕ ФИЛЬТРОВАННЫХ ПОТОКОВ ПЛАЗМЫ 253

Тихоновский М.А. (Харьков/Украина)
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА «ЕСТЕСТВЕННЫХ» МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТОВ МЕДЬ-НИОБИЙ 254

Тихоновский М.А., Букальцева Ю.С., Колодий И.В., Лопата А.Т., Рудычева Т.Ю., Рыбальченко Н.Д., Толмачева Г. Н. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МИКРО- И НАНОКОМПОЗИТОВ Cu–Nb МЕТОДАМИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ 255

Беляев С. П., Реснина Н. Н., Кривошеев А.В., Воронков А.В. (Санкт-Петербург/Россия)
ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti И Ni И УСЛОВИЙ СИНТЕЗА ПОРИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi НА ИХ СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ 256

Беляев С. П., Волков А. Е., Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл. (Санкт-Петербург/Россия, Витебск/Беларусь)
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА 257

Реснина Н. Н., Беляев С. П., Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл., Ломакин И.В. (Санкт-Петербург/Россия, Витебск/Беларусь)
ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ «СТАЛЬ – СПЛАВ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ» 258

Беляев С. П., Реснина Н. Н., Слесаренко В.Ю., Шеляков А. В. (Москва, Санкт-Петербург/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ СПЛАВА Ti40.7Hf9.5Ni44.8Cu5 259

Папиров И.И., Пикалов А.И., Сивцов С.В., Шокуров В.С., Николаенко А.А., Мазин А.И. (Харьков/Украина)
НОВЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ 260

Лазарева М.Б., Оковит В.С., Ковтун К.В., Калиновский В.В., Старолат М.П., Соколенко В.И., Чиркина Л.А., Васильев А.В. (Харьков/Украина)
ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В ГАФНИИ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГОВ 261

Белоус В.А. (Харьков/Украина)
ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СЛОЕВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ 262

Скибина Л.В.,Москаленко В.А.,Черник М.М., Ратишвили М.А. Харьков/Украина, Тбилиси/Грузия)
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЛЯ КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ВЫСОКОПЛАСТИЧНЫЕ Fe–Cr–Mn СТАЛИ 262

Белоус В.А., Толмачева Г.Н. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МОДИФИЦИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ 263

Забелин С.Ф., Дорожков А.А., Феофанов А.А. (Чита/Россия)
АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД СОЗДАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАНТОВ 264

Забелин С.Ф., Феофанов А.А., Дорожков А. А. (Чита/Россия)
ПОВЫШЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОВЕРХНОСТНЫМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕМ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ 265

Малахова С.А., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. (Томск, Уфа/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ЧИСТОМ ТАНТАЛЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА 266

Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Федосеев М.Л. (Санкт-Петербург/Россия)
СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВОВ ПТ3В И 5ВА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ 267

Барахтин Б.К., Ермакова Н.Ю., Сошина Т.В. (Санкт-Петербург/Россия)
ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ СТАЛЕЙ ПО КАРТАМ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДИССИПАЦИИ 268

Махмудов Х.Ф., Куксенко В.С., Кадомцев А.Г. (Санкт-Петербург/Россия)
МЕХАНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СЛАБОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПОЛЯРИЗАЦИИ И УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТВЕРДЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ (ГОРНЫХ ПОРОД) 269

Заднепровский Р.П. (Волгоград/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА АДГЕЗИОННО-КОГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ВОДОСОДЕРЖАЩИХ ТЕЛ 270

Овчинников Е.В., Струк В.А., Кравченко В.И., Войтович М.М. (Гродно/Беларусь)
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ 271

Овчинников Е.В. (Гродно/Беларусь)
МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ 272

Звягинцева А.В. (Воронеж/Россия)
ОСОБЕННОСТИ РАСТВОРИМОСТИ ВОДОРОДА В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Ni-B 273

Звягинцева А.В. (Воронеж/Россия)
ПРИМЕСНЫЕ ЛОВУШКИ ДЛЯ АТОМОВ ВОДОРОДА В ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ 274

Черняева Т.П., Клименко С.П., Грицина В.М., Долгий В.А., Рыбальченко Н.Д., Василенко Р.Л. (Харьков/Украина)
ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗА СЧЕТ СВЧ-ТЕРМООБРАБОТКИ 275

Воеводин В.Н., Прибытков Г.А., Андреев А.А., Гурских А.В., Коржова В.В., Столбовой В.А. (Харьков/Украина, Томск/Россия)
ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ИСПАРЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ Ti-Si КАТОДОВ. 276

Андреев А.А., Воеводин В.Н., Соболь О.В., Горбань В.Ф., Столбовой В.А., Сердюк И.В. (Харьков, Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ АЗОТА ПРИ ОСАЖДЕНИИ ВАКУУМНО-ДУГОВЫХ Mo-N ПОКРЫТИЙ НА ИХ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. 277

Андреев А.А., Григорьев С.Н.,Горбань В.Ф., Волосова М.А., Алешин С.В., Столбовой В.А. (Харьков, Киев/Украина, Москва/Россия)
СВЕРХТВЕРДЫЕ TiN ПОКРЫТИЯ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ НА РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТАХ 278

Базалеев Н.И., Брюховецкий В.В., Клепиков В.Ф., Литвиненко В.В. (Харьков/Украина)
ТЕРМОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ УПРУГИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ 279

Иванов А.С., Челяпина О.И. (Подольск/Россия)
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФУНКЦИИ ПРОГИБА МОДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ 280

Ажажа В.М., Ожигов Л.С., Руденко А.Г., Савченко В.И., Ажажа Р.В. (Харьков/Украина)
ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГАФНИЯ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ОТ 20 ДО 900 °С 281

Крайнюк Е.А. , Митрофанов А.С., Ожигов Л.С., Савченко В.И. (Харьков/Украина)
ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛА ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ ПАРОГЕНЕРАТОРОВ С РЕАКТОРАМИ ВВЭР-1000 282

Кудрявцев Е.А. , Жеребцов С.В. , Салищев Г.А (Белгород/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ 283

Белоус В.А., Брык В.В., Воеводин В.Н., Лаптев И.Н., Мельниченко В.В., Пархоменко А.А., Толмачева Г.Н. (Харьков/Украина)
РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОРПУСНОЙ СТАЛИ, ОБЛУЧЕННОЙ ПУЧКАМИ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ. 284

Дудник Е.А., Дудник Д.В., Скоробогатов М.С. (Рубцовск/Россия)
МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ В СПЛАВЕ Ni_3Al В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 285

Букетов А.В., Алексенко В.Л., Сирык А.В. (Херсон/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ НА СВОЙСТВА ЭПОКСИКОМПОЗИТОВ 286

Нетесов В.М., Черняк Н.А., Прядкин Б.К. (Харьков/Украина)
ПРОЧНОСТНЫЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х2НМФА ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ 287

Благовещенский В.В., Панин И.Г., Суслина С.Н. (Кострома/Россия)
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ МОЩНОСТИ ДЕФЕКТОВ. 288

Савенко В.С. Анопреенко Л.М. (Мозырь/Беларусь)
МОДИФИКАЦИЯ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 289

Савенко В.С. Анопреенко Л.М. (Мозырь/Беларусь)
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ. 290

Ксенофонтов В.А., Мазилова Т.И., Михайловский И.М., Саданов Е.В., Великодная О.А. (Харьков/Украина)
АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ОБЩЕГО ТИПА В МЕТАЛЛАХ 291

Саданов Е.В.. Дудка О.В., Михайловский И.М., Ксенофонтов В.А., Великодная О.А., Мазилова Т.И. (Харьков/Украина)
ОБРАЗОВАНИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ ПРИ БОЛЬШИХ КОНЦЕНТРАЦИЯХ ГЕЛИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ВОЛЬФРАМА 292

Маркашова Л.И., Тюрин Ю.Н., Валевич М.Л., Колисниченко О.В. (Киев/Украина)
СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ С ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ. 293

Алиев М.А. Чартаев Х.Ш. (Махачкала/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ЕЁ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 294

Воеводин В.Н., Диденко С.Ю., Ильченко Н.И., Диденко Ю.С.,Ильченко Ю.Н.,Соколенко В.И., Леденев О.П., Черняк Н.А., Чупиков А.А.,Черевань Ю.А. (Харьков/Украина)
МЕХАНИЧЕСКИЕ, МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ-СТАЛЬ 295

Карасева Е.В., Куценко П.А., Леденев О.П., Фролов В.А. (Харьков/Украина)
РЕГИСТРАЦИЯ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВТСП ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ 296

Быков П.В., Воробьёв В.Л., Баянкин В.Я. (Ижевск/Россия)
ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ 297

Буско Т.О., Кулиш Н.П., Дмитренко О.П., Витюк Н.В., Еременко А.М., Романюк Б.М. (Киев/Украина)
ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ НАНОФОТОКАТАЛИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА. 298

Пинчук-Ругаль Т.Н., Нечипоренко О.С., Дмитренко О.П., Кулиш Н.П., Грабовский Ю.Е., Заболотный М. А., Мамуня Е.П., Левченко В.В., Ругаль О.Г., Шлапацкая В.В. (Киев/Украина)
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ПОЛИЭТИЛЕНА С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ 299

Ельчанинов П.Н., Климов М.И., Колотвин А.В. (Оренбург/Россия)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ДОМЕННОГО ЧУГУНА 300

Буравлев Ю.М., Милославский А.Г., Иваницын Н.П., Ступак В.А., Кушнир М.П., Бархум А., Чернявская Н.В (Донецк/Украина)
О ПРОБЛЕМАХ ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ГАЗОВОЙ ХИМИКО-ФИЗИЧЕСКОЙ (ТЕРМИЧЕСКОЙ) ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ 301

Кабацкая В.В., Тутык В.А., Пройдак Ю.С., Сафьян П.П. (Днепропетровск/Украина)
МИКРОДУГОВОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА. 302

Маркашова Л.И., Кушнарева О.С. (Киев/Украина)
СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ 303

Сурду Н.В., Телегин А.В. (Харьков/Украина)
ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ШЛИФОВАНИИ С ОБЕСПЕЧЕНИЕМ УСЛОВИЙ ДЛЯ АДСОРБЦИОННО-ПЛАСТИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА 304

Манохин С.С., Иванов М.Б., Нечаенко Д.А., Непряхина Н.А. (Белгород/Россия)
ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И КИНЕТИКУ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ16 305

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н. (Пермь/Россия)
СИНТЕТИЧЕСКИЕ МИНЕРАЛЬНЫЕ СПЛАВЫ КАК НОВЫЙ ВИД НЕОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ 306

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н. (Пермь/Россия)
ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ 307

Игнатова А.М., Артемов А.О., Игнатов М.Н. (Пермь/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ МЕЖДУ ПРОЧНОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ АНИЗОТРОПНЫХ КАМНЕЛИТЫХ МАТЕРИАЛОВ 308

Галаджиев С.В., Гоголева О.С., Коваленко М.Д., Трубников Д.В. (Оренбург/Россия)
О РАСПРЕДЕЛЕНИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДЕЛКЕ (АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ) 309

Забродин П.А., Исаев Н.В., Давиденко А.А., Спусканюк В.З., Брауде И.С.,Фоменко В.С. (Харьков, Донецк/Украина)
ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ИПД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Li ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 4,2–350 К 310

Петченко А.М., Петченко Г.А. (Харьков/Украина)
ЭФФЕКТ ГАШЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОГО РЕЗОНАНСА В КРИСТАЛЛАХ LiF ПРИ ИХ РЕНТГЕНОВСКОМ ОБЛУЧЕНИИ 311

Фроленков К. Ю., Фроленкова Л. Ю., Матюхин С. И. (Орел/Россия)
ЗАЩИТНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК И ПОЛУФАБРИКАТОВ 312

Эгамов М.Х., Герасимов В.П., Ермаков В.П. (Красноярск/Россия)
ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ И ДИСПЛЕЙНОЙ ТЕХНИКИ 313

Стеценко Н. Н., Шиян А. В. (Киев/Украина)
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ИНВАРИАНТНОСТЬ СИСТЕМЫ СВОЙСТВ «ПРОЧНОСТЬ–ПЛАСТИЧНОСТЬ –МЕХАНИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ» 314

Дзюба В.Л., Корсунов К.А., Мягченко Е.Ю. (Луганск, Киев/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ TiZrN НА ЛОПАТКАХ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ 315

Терещенко Е.В. (Киев/Украина)
РЕШЕНИЕ СВЯЗАННОЙ ЗАДАЧИ ТЕРМОУПРУГОСТИ ДЛЯ КОМПОЗИТОВ КУСОЧНО-ОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ 316

Соболь О.В., Фильчиков В.Е., Волынская Г.В., Сокол А.А. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ФАКТОРА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОТВЕРДЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ КВАЗИБИНАРНОЙ СИСТЕМЫ WC-TiC 317

Соболь О.В. (Харьков/Украина)
СТРУКТУРНЫЕ ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ КВАЗИБИНАРНЫХ СИСТЕМ 318

Ершов В.И. (Москва)
ПАССИВНАЯ ПЕРЕМЕННАЯ В ЗАДАЧАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ 319

Подольский А.В., Табачникова Е.Д., Бонарски Б., Сетман Д., Манглер К., Шафлер Э., Цехетбауер М. (Харьков/Украина, Wien/Austria)
МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОГО ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 320

Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Кули-заде Э.С. (Баку/Азербайджан)
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ $YbSb_2S_4$ 321

Гувалов А.А. (Баку/Азербайджан)
ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЕ ДОБАВКИ В ТЕХНОЛОГИИ МОНОЛИТНОГО БЕТОНА 322

Гувалов А.А., Гамбаров Д.М., Аббасова С.И. (Баку/Азербайджан)
МОДИФИЦИРОВАНИЕ БЕТОНОВ С КОМПЛЕКСНЫМИ ДОБАВКАМИ 323

Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Канель Г.И. (Черноголовка/Россия)
УДАРНО-ВОЛНОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ. 324

Мацевитый В.М., Вакуленко К.В., Казак И.Б. (Харьков/Украина)
ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ОТ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ 325

Ляшок С.В. (Харьков/Украина)
ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЕ ПОКРЫТИЕ (α-Ti+TiN)×5 ДЛЯ ЗАЩИТЫ СТАЛИ 20Х13 ОТ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ 326

Казанцев А.Г., Смольянин С.С. (Москва/Россия)
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ С ДВУХСЛОЙНОЙ ОБОЛОЧКОЙ ИЗ ПОРИСТОГО АЛЮМОСИЛИКАТНОГО МАТЕРИАЛА И МЕТАЛЛА 327

Мойсейчик Е.А. (Минск/Беларусь)
МЕХАНИЗМ ТЕПЛООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СТАЛИ 328

Драгун В.Л., Стетюкевич Н.И., Шевцов В.Ф., Мойсейчик Е.А. (Минск/Беларусь)
ТЕРМОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ, ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ 329

Белявский Л.А., Белявский М.Л. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕЗАНИЯ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТВЕТСТВЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОГЕНЕРАЦИОННЫХ МАШИН . 330

Дьяченко С.С. (Харьков/Украина)
О ПРИЧИНАХ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ПОСЛЕ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ 331

Павлов А.П., Павлова Э.М. (Москва/Россия)
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОМОЩИ МОДЕЛИ НАСЛЕДСТВЕННОГО ТИПА. 332

Павлов А.П., Павлова Э.М., Мельшанов А.Ф. (Москва/Росия)
МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ. 333

Павлов А.П., Павлова Э.М. (Москва/Россия)
ДЛИТЕЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ГЕОСИНТЕТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. 334

Николаенко А.А., Тузов Ю.В. (Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ ОКСИДА И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО БЕРИЛЛИЯ 335

Колобродов В.Г.,Соколенко В.И., Винокуров Э.И., Григорова Т.К., Сибилева Р.М., Хажмурадов М.А.(Харьков/Украина)
ИЗМЕРЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ИСТИРАНИИ АДСОРБЕНТОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИ ВОССТАНОВЛЕНИИ АДСОРБЕРОВ ТИПА АУ-1500 СИСТЕМ ВЕНТИЛЯЦИИ АЭС 336

Пудов В.И., Соболев А.С., Драгошанский Ю.Н. (Екатеринбург/Россия)
МОДИФИЦИРОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ 337

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.,Соболев А.С. (Екатеринбург/Россия)
ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ АМОРФНОГО МАГНИТОМЯГКОГО СПЛАВА $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$ 338

Нарольский М.В. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ СТОРОННЕГО ТОКА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КОЛЬЦЕВЫХ ПЛАСТИН ПЕРЕМЕННОЙ ЖЕСТКОСТИ 339

Маринин В.Г. (Харьков/Украина)
ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ И КЕРАМИКИ ПРИ МИКРОУДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ КАВИТАЦИЕЙ 340

Жеребцов С.В., Дьяконов Г.С., Салищев Г.А. (Белгород/Россия)
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВИДА НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНА 341

Гугля А., Мельникова Е., Толмачева Г. (Харьков/Украина)
ТВЕРДОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МИКРОПОРИСТЫХ VN-He ПОКРЫТИЙ. 342

Русакова А.В., Фоменко Л.С., Лубенец С.В., Москаленко В.А., Смирнов А.Р. (Харьков/Украина)
МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА 343

Ульшин В.И., Ульшин С.В. (Киев/Украина)
СТРУЙНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ В ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ 344

Сафьян П.П., Тутык В.А., Пройдак Ю.С. (Днепропетровск/Украина)
ТЕХНОЛОГИЯ ОЧИСТКИ И МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩИХ ТРУБ СТРУЙНЫМ ПАРОПЛАЗМЕННЫМ РАЗРЯДОМ 345

Соин К.А. (Москва/Россия)
ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБОПРОВОДАХ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР. 346

Новогрудский Л.С., Стрижало В.А. (Киев/Украина)
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА 347

Кузнецов А.В., Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Салищев Г.А., Сеньков Г.А. (Белгород/Россия, Wright-Patterson Air Force Base/USA)
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ AlCrCuNiFeCo 348

Степанов Н.Д., Кузнецов А.В., Салищев Г.А., Панцирный В.И., Хлебова Н.Е. (Белгород/Россия)
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА IN SITU МИКРОКОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Cu–17.3%Nb ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ 349

Кузнецов А.В., Степанов Н.Д., Салищев Г.А., Панцирный В.И., Хлебова Н.Е. (Белгород/Россия)
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МИКРОКОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА Cu–14%Fe ПОДВЕРГНУТОГО ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ 350

Марков О.И., Хрипунов Ю.В. (Орел/Россия)
ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПО ЯМКАМ ТРАВЛЕНИЯ 351

Назаров В.В. (Москва/Россия)
ПОЛЗУЧЕСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ТРУБ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ВОДОРОДА 352

Сабо И.И., Толок В.О. (Запорожье/Украина)
РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ НА УПРУГОЙ ПОЛУПЛОСКОСТИ ПУТЕМ ПРИВЕДЕНИЯ МЕТОДА НАЧАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ К ИНТЕГРАЛЬНОМУ ВИДУ 352

Графутин В.И., Прокопьев Е.П. , Тимошенков С.П. (Москва, Зеленоград/Россия)
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ 353

Онанко А.П., Кулиш Н.П., Ляшенко О.В., Продайвода Г.Т., Вижва С.А., Онанко Ю.А. (Киев/Украина)
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В Si + SiO_2 354

Дзюба В.Л., Кляхина Н.А., Васецкая Л.А., Зема А.В. (Луганск, Рубежное/Украина)
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЧУГУННЫХ И СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ 355

Кудин А.В. (Запорожье/Украина)
О ПОСТРОЕНИИ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ КРУГЛЫХ ПЛАСТИН С НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ 356

Казьмина О.В. , Семухин Б.С., Мухортова А.В. (Томск/Россия)
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПЕНОСТЕКОЛЬНОГО МАТЕРИАЛА 357

Антропов И.И., Мурга В.В. (Алчевск/Украина)
ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 358

Хвисевич В.М., Веремейчик А.И. (Брест/Беларусь)
К ИССЛЕДОВАНИЮ НАПРЯЖЕНИЙ В ТОЛСТОСТЕННОЙ ТРУБЕ МЕТОДОМ ПОТЕНЦИАЛА 359

Троицкий О.А., Сташенко В,И., Рыжков В.Г., Ляшенко В.П. , Кобыльская Е.Б. (Москва, Белорецк/Россия, Кременчуг/Украина)
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЕ ВОЛОЧЕНИЕ ТОНКОЙ ПРОВОЛОКИ 360

Троцкий О.А., В.А.Дринков (Москва/Россия)
ПРОБЛЕМЫ АМОРФИЗАЦИИ ВЕЩЕСТВ, ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ И СВЕХПРОВОДИМОСТЬ 361

Троицкий О.А. (Москва/Россия)
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ ПИНЧ-ЭФФЕКТА ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ МЕТАЛЛА 362

Троицкий О.А., Правоторова Е.А. (Москва/Россия)
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ЧЕРЕЗ МЕХАНИЗМ ПИНЧ-ЭФФЕКТА НА УЗЛЫ, ДЕТАЛИ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ 363

Троицкий О.А., С.В.Зайцев (Москва/Россия)
ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЧНОСТИ И РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ 364

Рыбников Ю.С. Троицкий О.А. (Москва/Россия)
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТРЕНИЯ. 365

Рыбников Ю.С. Троицкий О.А. Правоторова Е.А. (Москва/Россия)
ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ НА ПОВЕРХНОСТЯХ ТРЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. 366

Сташенко В.И., Троицкий О.А. (Москва/Россия)
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЛЕНТЫ ИЗ ПРИПОЕВ ПЖК-35,ВПР-4, А ТАКЖЕ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ПРЕДНАЗНАЧЕННОГО ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ВЫТЯЖКИ 367

Троицкий О.А., Сташенко В.И. (Москва/Россия)
МНОГОПРОХОДНАЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЛЕНТЫ ИЗ ПРИПОЯ ПЖК-35 368

Троицкий О.А., Сташенко В.И. (Москва/Россия)
ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ МЕТАЛЛА С ТОКОМ 369

Балабан В.М., Гурьев Н.В., Кравченко Н.И., Сизова Н.Д., Скляров В.В. (Харьков/Украина)
ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТИ И СЕЙСМОСТОЙКОСТИ ТЕПЛОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ВВЭР 440 ОП РИВЕНСКОЙ АЭС 370

Мерсон Е.Д., Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Еремичев А.А., Караванова А.А. (Тольятти/Россия)
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВОДОРОДНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ 371

Андреев А.А., Змий В.И., Картмазов Г.Н., Ожигов Л.С., Руденко А.Г., Рыбальченко Н.Д., Савченко В.И. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ЗАЩИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 20 372

Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Иоффе А.В. (Тольятти/Россия)
ВЛИЯНИЕ ЗНАКА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБ 373

Выбойщик М.А., Иоффе А.В., Князькин С.А., Трифонова Е.А. (Тольятти/Россия)
ФОРМИРОВАНИЕ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТПУСКЕ ХРОМО-МОЛИБДЕНОВЫХ СТАЛЕЙ 374

Марченко И.Г., Марченко И.И. (Харьков/Украина)
АНОМАЛЬНАЯ ДИФФУЗИЯ ВО ВНЕШНИХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ПОЛЯХ 375

Безуглый А.В., Безуглый Е.А., Петченко А.М. (Харьков/Украина)
ДИФРАКЦИЯ ЭЛЕКТРОНОВ НА РЕШЕТКЕ БЕСКОНЕЧНО ТОНКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ 376

Саркисян С.О., Алваджян Ш.И. (Гюмри/Армения)
МОДЕЛИ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ БАЛОК И ОСОБЕННОСТИ ИХ ПРОЧНОСТНЫХ - ЖЕСТКОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК 377

Сахвадзе Г.Ж. (Москва/Россия)
ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ 378

Подымова Н. Б., Карабутов А. А. (Москва/Россия)
ИЗМЕРЕНИЕ ПОРИСТОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНЫМ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ 379

Подымова Н. Б., Карабутов А. А., Кобелева Л. И., Чернышова Т. А. (Москва/Россия)
ЛАЗЕРНЫЙ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ МОДУЛИ ИЗОТРОПНЫХ 380

КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рубаник В. В., Клубович В.В., Рубаник В. В. (мл.), Багрец Д. А. (Витебск/Беларусь)
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ ИЗ TiN НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ 381

Шапиро И.А., Фурманов В.Б., Пройдак Ю.С., Шломчак Г.Г. (Днепрпетровск/Украина)
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА С ЦЕЛЬЮ ИЗМЕНЕНИЯ И УТОЧНЕНИЯ ДЕЙСТВУЮЩИХ СТАНДАРТОВ ПРИ ЕГО МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ 382

Комаров А.И., Комарова В.И. (Минск/Беларусь)
ВОЗДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЯ γ-Al_2O_3 383

Князев А.В., Писклов А.В., Федосеев В.Б., Щербань М.Ю. (Н.Новгород/Россия)
ИЗМЕНЕНИЕ ЗАПАСЁННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 384

Широков Б.М., Глушко П.И., Журавлёв А.Ю. , Шиян А.В. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 5ВМЦ 385

Лотоцкая В.А., Яковенко Л.Ф., Алексенко Е.Н., Абраимов В.В., Сальтевский Г.И., Зарицкий И.П. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ЛАБОРАТОРНО ИМИТИРУЕМЫХ ФАКТОРОВ КОСМИЧЕСКОГО ПРОСТРАНСТВА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ УГЛЕПЛАСТИКОВ 386

Дощечкина И.В., Татаркина И.С., Пономаренко И.В. (Харьков/Украина)
ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ 387

Сидорова Е.В. (Москва/Россия)
УСТАНОВЛЕНИЕ КОРРЕЛЯЦИЙ МЕЖДУ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ И ПРОЧНОСТЬЮ ПОКРЫТИЙ. 388

Рубаник В.В., Царенко Ю.В. (Витебск/Украина)
ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ КАБЕЛЕЙ 389

Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл., Пушкарев А.В. (Витебск, Минск/Беларусь)
МИКРОСТРУКТУРА КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ И ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ 390

Неклюдов И.М., Ющенко К.А., Соколенко В.И., Мац А.В., Бровина М.А., Калиновский В.В., Оковит В.С., Черняк Н.А., Толмачева Г.Н. (Харьков, Киев/Украина) .
ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ, МАГНИТНЫХ И ДИССИПАТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ 391

Бородин О.В., Брык В.В., Воеводин В.Н., Калиновский В.В., Мац А.В., Неклюдов И.М., Оковит В.С., Пархоменко А.А., Соколенке В.И., Ткаченко В.И. (Харьков/Украина)
О МЕХАНИЗМАХ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ОБЛУЧЕННОЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ 392

С.А. Фирстов (Киев/Украина)
АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРЕДЕЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ 393

Именной указатель 394

Для заметок