

**52-я Международная научная
конференция**

**«Актуальные
проблемы прочности»**

**4-8 июня 2012 года
Уфа, Россия**



СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ

Уфа, 2012

**Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Российская академия наук
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Академия наук Республики Башкортостан
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Башкирский государственный университет**

52-я Международная научная конференция

**«Актуальные
проблемы прочности»**

4-8 июня 2012 года

Уфа, Россия

Сборник тезисов докладов

Уфа
РИЦ БашГУ
2012

УДК 539.4
ББК 22.25
П99

Сборник издан при финансовой поддержке РФФИ (проект № 12-02-06047-г)

**52-я Международная научная конференция «Актуальные проблемы
П99 прочности»:** сборник тезисов докладов (4-8 июня 2012 года, г. Уфа,
Россия) /отв. за вып. д-р физ.-мат. наук А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ
БашГУ, 2012. – 248 с.

ISBN 978-5-7477-2968-1

В сборнике рассмотрены актуальные проблемы физики конденсированного состояния, механики и материаловедения, связанные со структурой материалов, их прочностью, пластичностью, физическими свойствами и применением. Даются представления о последних достижениях в области разработки и исследования перспективных конструкционных и функциональных материалов.

Сборник может быть рекомендован научным сотрудникам, преподавателям, аспирантам и студентам, специализирующимся в области физики конденсированного состояния и материаловедения.

Публикуется с представленных авторами оригиналов.

УДК 539.4
ББК 22.25

ISBN 978-5-7477-2968-1

© БашГУ, 2012
© ИПСМ РАН, 2012

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, 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. 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 ϵ 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 $10^{-1} - 10^1 \text{ сек}^{-1}$, 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 формирования 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.

УСЛОВИЯ И МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОБЛАСТЕЙ РАЗОРИЕНТАЦИИ В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Утяшев Ф.З.

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

Для получения объемных металлических нанокристаллических полуфабрикатов применяют методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Существенной особенностью таких методов является накопление в заготовке большой деформации при температуре ниже температуры рекристаллизации. Обычные методы обработки металлов давлением (ОМД), в частности, прокатка, волочение, прессование, в определенных условиях тоже, как и методы ИПД, позволяют накапливать в металлах большие деформации. Однако после обычных методов ОМД формируется, преимущественно, наноструктура субзеренного типа, а после ИПД - зеренного типа.

При разработке технологий получения нанокристаллических материалов важно обеспечить необходимые условия деформирования, в частности, необходимую для заданного или предельного измельчения зерен меру (величину) деформации. Эта задача имеет не только прикладное, но и теоретическое значение, важное для углубленного понимания механизма формирования зерен и для разработки эффективных методов ИПД. В качестве меры деформации в методах ИПД в настоящее время не редко используют разнородные показатели, например, при кручении под давлением – угол поворота или число оборотов образца, при РКУ прессовании – угол пересечения каналов и число проходов. В тех же случаях, когда в качестве меры приводится степень деформации, то её значение, при котором достигается предельное измельчение зерен в разных методах ИПД, может отличаться на порядки, а размеры зерен лишь в несколько раз.

Удовлетворительного объяснения причины несоответствия между деформированным и структурным состоянием материала нет. Не ясно на что собственно «тратится» избыточно большая доля деформационной энергии в одних методах ИПД по сравнению с другими, если в конечном итоге эти методы обеспечивают металлам примерно одинаковое упрочнение. Не вызывает сомнений, что причина указанного несоответствия не физическая, а заключена в оценке деформированного состояния и его влияния на структуру. Ключом для решения задачи является обоснованный выбор параметров характеризующих эти состояния и установления между ними функциональной связи.

В работе показано, что с точки зрения структурообразования деформированное состояние необходимо определять не как обычно – по тензору деформации, а по тензору дисторсии, учитывающего не только тензор деформации, но и тензор поворота. При этом тензор поворота играет важную роль, как в обеспечении совместности деформации, так и в формировании нанозерен.

Рассмотрены варианты учета поворотной (ротационной) моды в накопленной деформации, необходимой для получения металлов с заданным размером нанозерен. Обоснованы ранее предложенные зависимости, связывающие размеры формирующихся областей разориентации в металлах с величиной накопленной деформации и с тензорной плотностью дислокаций.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Валитов В.А., Утяшев Ф.З.

ИПЦМ РАН, г. Уфа, Российская Федерация

Valitov_VA@imsp.ru

Обобщены результаты многолетних (более 25 лет) систематических исследований большого круга жаропрочных никелевых сплавов, которые позволили установить научно-обоснованные принципы управления процессами структурообразования при горячей и интенсивной пластической деформации.

Изучено влияние содержания и морфологии изоморфной упрочняющей γ' -фазы а также режимов деформации на механизмы образования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в никелевом сплаве ЭП962. Установлено, что при горячей деформации с изоморфной γ' -фазой в зависимости от её размера, объемной доли и степени деформации рекристаллизация протекает, как по непрерывному, так и прерывистому механизмам, что приводит к формированию, например, микродуплексной структуры. Показано, что в железоникелевых сплавах типа Inconel 718 с неизоморфной упрочняющей δ -фазой процесс рекристаллизации в матрице сопровождается фрагментацией пластин δ -фазы, приводящей к образованию глобулярных частиц – зерен δ -фазы, с некогерентными границами.

Разработан универсальный метод интенсивной деформационно-термической обработки (ИДТО), обеспечивающей измельчение исходной крупнозернистой структуры ($\sim 100\text{ мкм}$) вплоть до нанокристаллического размера ($\leq 0,1\text{ мкм}$). Его сущность заключается в проведении деформации с постадийным снижением температуры обработки от $0,9-0,8T_{\text{пл}}$ до $0,6-0,5T_{\text{пл}}$. При этом на первой стадии формируется УМЗ структура типа микродуплекс. Дальнейшее снижение температуры обработки позволяет измельчить УМЗ структуру до субмикронного размера («субмикродуплекс»), а на заключительной стадии ИДТО формируется «нанодуплексная» структура. Одновременно с измельчением структуры наблюдается значительное повышение технологической пластичности сплавов, снижение уровня напряжения течения, а также существенное на $200-350^\circ\text{C}$ снижение температуры сверхпластической (СП) деформации. Показано, что формирование в никелевых сплавах структур типа «субмикродуплекс», или «нанодуплекс» позволяет реализовать эффект низкотемпературной СП. Причем высокое содержание γ' -фазы (не менее 55%, сплав ЭП975), а также дополнительное упрочнение сплава (типа ПДУ-1) тугоплавкими частицами Y_2O_3 способствует также проявлению высокоскоростной СП. Разработанный метод ИДТО эффективен для получения объемных и листовых полуфабрикатов из никелевых сплавов с УМЗ и нанокристаллическими структурами.

На примере деформируемого (ЭП962) и порошкового (Astroloy) сплавов показано, что деформация в режиме СП позволяет создавать в осесимметричных деталях из никелевых сплавов регламентированное изменение микроструктуры по диаметральному сечению детали (микродуплекс в ступице – типа «ожерелье» в полотно – крупнозернистая с извилистыми границами зерен в ободке диска). Это обеспечивает (после старения) достижение регламентированного изменения механических свойств по сечению детали, которые оптимизированы с учетом реальных условий ее эксплуатации.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ni В КАЧЕСТВЕ ОСНОВЫ ДЛЯ МНОГООСТРИЙНОГО ПОЛЕВОГО КАТОДА

Назаров К. С., Юмагузин Ю. М., Мулюков Р. Р., Салимов И.М.

ФГБУН ИПСМ РАН, Уфа, Россия,
ksnazarov@rambler.ru

В последнее время применение нанокристаллических материалов приобретает все более широкий спектр [1]. В первую очередь это связано с уникальными механическими свойствами, которые приобретает материал в результате наноструктурирования. Наряду с механическими, у материала меняются и физические свойства, в частности, как было показано в [2, 3] уменьшается величина работы выхода электрона из-за увеличения объемной доли границ зерен. Снижение работы выхода электрона у нанокристаллических материалов открывает перспективы их эффективного использования в эмиссионной электронике. Увеличение объемной доли границ зерен а также их неравновесность в нанокристаллическом металле влияет и на физический процесс ионного распыления.

Задачей данной работы было исследование изменений морфологии рельефа, происходящих вследствие ионно-лучевого распыления поверхности, с целью определения условий формирования острийного рельефа на поверхности нанокристаллического Ni. Образцы нанокристаллического Ni получали деформационным методом наноструктурирования кручением под квазигидростатическим давлением на установке типа наковальни Бриджмена. Ионно-лучевое распыление проводили на разработанной и изготовленной установке с ионным источником типа дуоплазмотрон. Морфологию рельефа исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Tescan MIRA3. Для сравнения были подготовлены (с помощью отжига этих образцов при температуре 500°C в течение 1 часа) крупнозернистые образцы, с размером зерен 5–10 мкм.

В результате исследований было обнаружено, что на поверхности нанокристаллического Ni, при определенных условиях, формируется острийный рельеф субмикрокристаллической размерности способный обеспечить необходимое для полевой эмиссии электронов геометрическое усиление электростатического поля. На поверхности крупнозернистого Ni формируются выступы и тупые пики размером порядка нескольких микрон у основания.

Образцы нанокристаллического Ni с острийным рельефом подвергли испытаниям в качестве полевого эмиссионного катода, при которых с его поверхности удалось получить ток ≈ 100 мкА при приложенном потенциале, равном 1,5 кВ, и расстоянии между катодом и анодом 0,2 мм.

Таким образом, образование такого рельефа на поверхности нанокристаллического Ni открывает перспективы его применения для создания относительно дешевого и изготавливаемого при минимуме технологических операций многоострийного полевого эмиссионного катода.

1. Н.И. Носкова, Р.Р. Мулюков Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы // Екатеринбург: УрО РАН, 2003.
2. Mulyukov R.R., Litvinov E.A., Zubairov L.R. et al. // Physica B. 2002. V. 324. Iss. 1/4. P. 329-335.
3. Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М., Зубаиров Л.Р., Назаров К.С. Влияние формирования нанокристаллической структуры на работу выхода электрона и ионно-электронную эмиссию никеля // ЖТФ. 2011. том 81. В.11. С. 122-124.

ВОЗДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

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

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

²*Институт технической акустики НАНБ, Витебск, Беларусь*

AANazarov@imsp.ru

Знакопеременные напряжения, создаваемые в материале под воздействием ультразвуковой волны, оказывают значительное влияние на дефектную структуру материалов, зависящее от амплитуды ультразвука. При высокой мощности ультразвуковое воздействие приводит к размножению дислокаций и упрочнению материала, что используется в ультразвуковом поверхностном упрочнении. При амплитудах напряжений, существенно меньших статического предела текучести материала, ультразвук повышает подвижность существующих дислокаций и способствует релаксации структуры материала и внутренних напряжений. Представляет значительный интерес исследование возможности использования этого эффекта в управлении свойствами ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных деформационными методами.

Одним из релаксационных явлений, происходящих при воздействии ультразвука на деформированные материалы, является усовершенствование дислокационных границ деформационного происхождения [1]. Качественный анализ показывает, что аналогичные перестройки, снижающие упругую энергию кристалла, могут происходить и в УМЗ материалах. В частности, воздействие ультразвука может способствовать релаксации стыковых дисклиний, являющихся характерными элементами неравновесной структуры деформированных металлов [2].

Исследовано влияние ультразвуковой обработки на структуру наноструктурного никеля, полученного методом кручения под квазигидростатическим давлением, и структуру и механические свойства ультрамелкозернистого (УМЗ) никеля, полученного равноканальным угловым прессованием (РКУП). При определенных оптимальных значениях амплитуды напряжений ультразвук действительно снижает уровень внутренних напряжений в этих материалах, приводит к релаксации неравновесных границ зерен, повышению термической стабильности структуры. Наиболее ярким эффектом, связанным с ультразвуковой обработкой, является повышение пластичности УМЗ никеля при неизменном пределе текучести. При выбранных режимах УЗО максимальный достигнутый эффект составляет рост пластичности с 12% после РКУП до 14.5% после УЗО. При этом предел прочности не только сохраняется, но даже несколько возрастает.

Список литературы

1. Назаров А.А., Ханнанов Ш.Х. Ультразвуковая стимуляция процесса полигонизации // ФХОМ. 1986. № 4. С. 109-114.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.

МЕХАНИЗМ ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ СПЛАВА $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ НАПРЯЖЕННОСТИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ИНТЕРВАЛАХ ТЕМПЕРАТУР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Мусабилов И.И., Мулюков Х.Я.

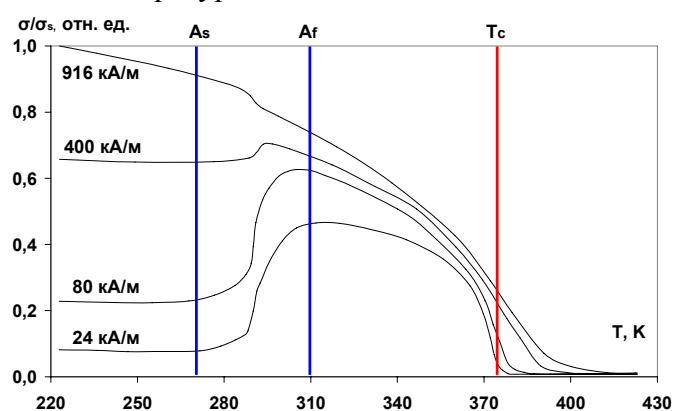
ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

irekmusabirov@imsp.ru

Благодаря происходящему в сплавах системы Ni_2MnGa структурному фазовому превращению мартенситного типа, они обладают рядом уникальных свойств. К ним относятся эффект памяти формы, магнитоуправляемые деформации, магнитокалорический эффект. Для повышения их эффективности необходимо более углубленное изучение данного фазового превращения. В частности необходимо установить механизм влияния магнитного поля на магнитные характеристики сплава.

На рисунке представлены кривые температурной зависимости намагниченности сплава $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$, записанной в магнитных полях различной напряженности. Как видно из рисунка в магнитных полях напряженностью 24 кА/м и 80 кА/м намагниченность низкотемпературной фазы имеет очень малую величину по сравнению с ее значением в высокотемпературной фазе. Это обусловлено следующими факторами.

Известно, что двойник при формировании разбивается на магнитные домены 180° -ой ориентировки. При этом к плоскости двойникования вектор магнитного момента домена наклонен под углом порядка 45° . При внесении такого образца в магнитное поле малой напряженности домены благоприятно ориентированные по отношению к направлению внешнего магнитного поля будут расширяться, а соседние наоборот сужаться. То же самое будет происходить с их объемами. При этом значительная величина константы магнитокристаллической анизотропии будет удерживать магнитные моменты доменов вдоль прежнего направления. Таким образом, намагниченность образца будет складываться из разности широких и узких доменов и проекции этой разности на направление внешнего магнитного поля. А поскольку изменение ширины доменов в поле такой напряженности будет небольшим, то и небольшая разность приведет к малому значению намагниченности в низкотемпературной фазе. Как показывают кривые перемagnetивания, высокотемпературная фаза намагничивается практически до насыщения в магнитных полях малой напряженности, поскольку обладает малой величиной константы анизотропии, и в ней отсутствует зигзагообразная конфигурация доменов. Таким образом, в магнитном поле одинаковой напряженности высокотемпературная фаза будет обладать большей величиной намагниченности, и в процессе структурного превращения будет наблюдаться скачкообразное изменение намагниченности сплава. В магнитных полях большей напряженности в мартенситной фазе под действием приложенного магнитного поля будет происходить не только изменение ширины магнитных доменов, но и их переориентация в направлении поля. Это приведет к большему значению намагниченности сплава в мартенситной фазе и к уменьшению величины ее скачкообразного изменения в процессе фазового превращения.



МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ. МЕТОД СТОХАСТИЧЕСКИХ ВОЗБУДИМЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Максимов П.В., Моисеенко Д.Д., Ирискина Е.Н., Куприянов С.Н.,
Панин В.Е.

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

На основе метода стохастических возбудимых клеточных автоматов (Stochastic Excitable Cellular Automata — SECA) промоделирована термическая рекристаллизация при сварке с учётом влияния частиц на межзёренных границах. Анализ численных экспериментов позволил дать рекомендации об оптимальной структуре образца.

В рамках SECA-метода исследуемый образец представляется в виде системы взаимодействующих элементарных объёмов, каждый из которых моделируется с помощью клеточного автомата. В процессе сварки происходит распределение тепловой и механической энергии, а также движение межзёренных границ в материале, поэтому в качестве инструмента моделирования был выбран возбудимый клеточный автомат.

Возбудимый автомат способен совершать ряд последовательных переключений состояний в результате внешнего воздействия. Каждый автомат обладает числовыми параметрами, характеризующими материал, содержащийся в моделируемом объёме пространства, такими как модуль упругости, модуль сдвига, плотность вещества, плотность дислокаций, удельная теплопроводность, удельная теплоёмкость, коэффициент температурного расширения и др. На каждом шаге по времени клеточный автомат обменивается тепловой и механической энергией с соседями на первой координационной сфере, при этом изменяются такие параметры автомата, как температура, напряжение, деформация и др.

В рамках предлагаемой модели рекристаллизации движущим фактором роста зерна является разница значений температур на границе зёрен: чем больше эта разница, тем выше скорость движения границы. При этом значение скорости прямо пропорционально величине подвижности границы, которая экспоненциально убывает с ростом энергии активации границы. Энергия активации зависит от типа материала и является возрастающей функцией угла разориентации зёрен по разные стороны от границы. Если величина этого угла превышает 15 градусов, то подвижность границы становится равной 0, т.е. граница становится неподвижной. Помимо этого, в модели учитывается эффект межзёренных частиц, которые снижают скорость рекристаллизации посредством обусловленных ими сил Зинера, противодействующих движению границ зёрен.

Проведена серия численных экспериментов, направленных на исследование влияния теплового удара и межзёренных частиц на скорость изменения общего числа и среднего размера зёрен. Имитировались тепловой удар по верхней грани и водяное охлаждение нижней грани образца, при этом боковые грани не пропускали энергию. Результаты численных экспериментов позволили сделать вывод о положительном влиянии наноструктурированного поверхностного слоя и межзёренных частиц на поведение исследуемых материалов.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОТОКОВ ДЕФЕКТОВ И ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ РАЗДЕЛА

Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Ирискина Е.Н., Максимов П.В.,
Куприянов С.Н., Панин С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия)

mdd@ispms.tsc.ru

Задача компьютерного моделирования поведения материала на границах раздела является весьма актуальной в связи с особой ролью интерфейсов, которые являются самостоятельными двумерными подсистемами в твёрдом теле. Формирующиеся на интерфейсах ротационные волновые потоки дефектов, описанные в [1] могут быть промоделированы только в рамках многоуровневых подходов с учётом представлений о пульсации плотности вещества и энергии с её локальной диссипацией [2].

В данной работе метод стохастических возбудимых клеточных автоматов (SECA, [3]) был объединен с методом автоколебательных клеточных автоматов (ACA). SECA обеспечивает моделирование эволюции напряжённно-деформированного состояния на мезоуровне с учётом зёрненной структуры материала, ACA – моделирование потоков дефектов на микроуровне. Дефект рассматривается как особая «фаза» материала и является одним из состояний активного элемента. Моделировалась 3D поликристаллическая структура с покрытием в условиях нагрузки индентором (рис.1). Полученные результаты показывают формирование квазипериодического распределения дефектной структуры (рис. 1.в) в результате циклического накопления избытка массы, что влечёт за собой перестройку решётки и формирование волнового потока дефектов.

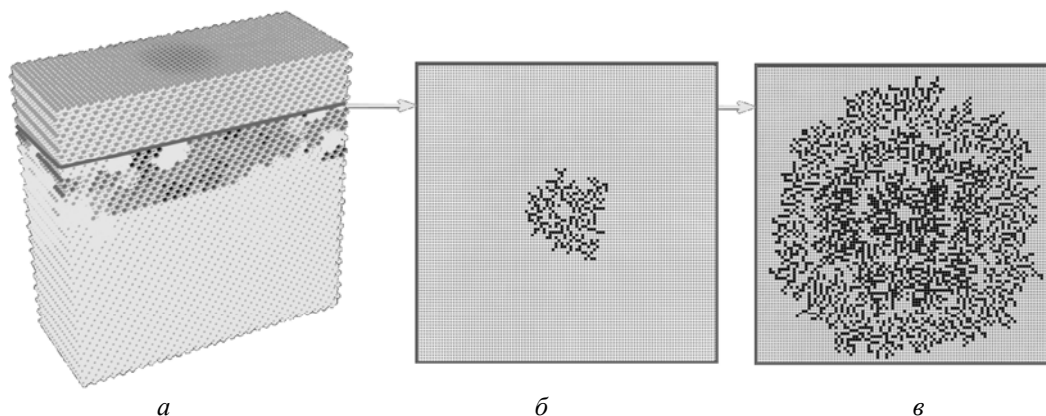


Рис. 1. Численный эксперимент по моделированию нагружения индентором: *a* – распределение эффективных напряжений в мелкозернистом слое; *б, в* – дефектная структура, образующаяся вдоль 2D интерфейса в различные моменты времени.

Объединение 3D модели возбудимых клеточных автоматов и 2D модели автоколебательных клеточных автоматов на интерфейсах позволило обеспечить многоуровневое моделирование потоков дефектов и растрескивания в виде специфического волнового процесса.

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твёрдого тела как многоуровневой системы. I. Физические основы многоуровневого подхода.// Физическая мезомеханика. - 2006. - Т.9. - №3. - С. 9-22.

2. Си Дж.С. Мезомеханика взаимодействия энергии и массы в диссипативных системах //Физическая мезомеханика. - 2010. - Т.13. - №5. - С. 27-40.
3. Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твёрдого тела как многоуровневой системы III. Неупругий предвестник зарождения пластического сдвига. // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – №5. – С. 5-16.

ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ФИЗИКЕ КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

Дмитриев С. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Дискретный бризер (ДБ) – это пространственно локализованная колебательная мода большой амплитуды в бездефектном кристалле [1]. В последнее десятилетие роль ДБ активно изучается в физике конденсированного состояния и в материаловедении [1-8]. В докладе будет дан обзор основных результатов по щелевым ДБ в двумерных и трехмерных кристаллах [1–8]. К ним относятся: свойства ДБ в кристаллах при нулевой температуре; возможность идентификации ДБ при конечных температурах; механизмы генерации ДБ; возможность существования ДБ с частотами, лежащими в фононном спектре кристалла; влияние однородной упругой деформации решетки на свойства ДБ; влияние ДБ на свойства кристаллов; и ряд других.

1. S. Flach, A.V. Gorbach, Phys. Rep. 467, 1 (2008).
2. M. E. Manley, Acta Mater. **58**, 2926 (2010).
3. S. Flach, C.R. Willis, Phys. Rep. **295**, 181 (1998).
4. D.K. Campbell, S. Flach, Yu.S. Kivshar, Phys. Today **57**, 43 (2004).
5. S.V. Dmitriev, A.A. Sukhorukov, A.I. Pshenichnyuk, L.Z. Khadeeva, A.M. Iskandarov, Yu.S. Kivshar, Phys. Rev. B **80**, 094302 (2009).
6. L.Z. Khadeeva, S.V. Dmitriev, Phys. Rev. B **81**, 214306 (2010).
7. Дмитриев С.В., Хадеева Л.З. ФТТ, 53, №7, 1353 (2011).
8. С.В. Дмитриев, Ю.А. Баимова, А.В. Савин, Ю.С. Кившарь, Письма в ЖЭТФ **93**, № 10, 632 (2011).

СПОНТАННОЕ ВОЗБУЖДЕНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРОЙ NaCl ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кистанов А.А., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
andrei.kistanov.ufa@gmail.com

Для кристаллов со структурой NaCl, с равной и сильно отличающейся массой анионов и катионов, методом молекулярной динамики рассчитана плотность фононных состояний в тепловом равновесии для различных температур.

На рис.1. *a – d* представлены плотности фоновых состояний кристалла (density of states) для температур 0, 155, 310, 620 К, соответственно, для отношения массы анионов к массе катионов равного 10. Из представленных результатов видно, что для данного соотношения масс атомов кристалла наблюдается незначительное уменьшение ширины щели фонованного спектра с ростом температуры. При повышенных температурах, начиная с $T = 310$ К, наблюдается появление двух дополнительных пиков плотности фоновых состояний, один из них расположен в щели фонованного спектра, а другой лежит выше фонованного спектра. Появление пика в щели фонованного спектра можно связать со спонтанным возбуждением щелевых дискретных брызеров при достаточно высоких температурах, когда заметную роль приобретают нелинейные слагаемые в разложении межатомных сил вблизи равновесных положений атомов. В связи с этим можно сделать вывод, что с ростом температуры, при достаточно большой разнице масс анионов и катионов, в кристалле со структурой NaCl растут время жизни и концентрация щелевых дискретных брызеров. Ранее аналогичные результаты были получены для двумерного двухкомпонентного кристалла [1]. Появление пика выше щели фонованного спектра, при достаточно высоких температурах, можно связать с возбуждением дискретных брызеров другого типа, демонстрирующих жесткий тип нелинейности.

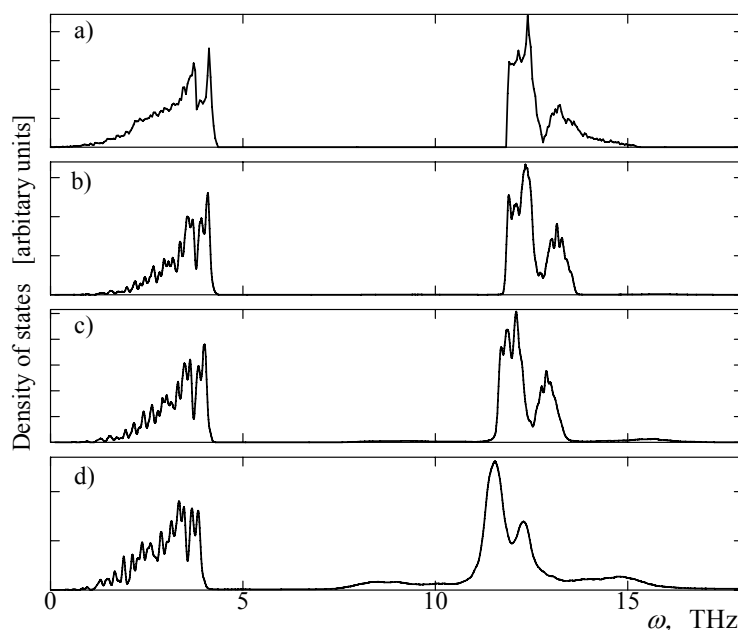


Рис.1. Плотности фоновых состояний кристалла со структурой NaCl для температур $T = 0$ К(*a*), $T = 155$ К(*b*), $T = 310$ К(*c*), $T = 620$ К(*d*), для отношения массы анионов к массе катионов равного 10.

Отметим, что при массе аниона равной массе катиона, в рассматриваемом кристалле со структурой NaCl, отсутствует заметное влияние температуры на плотность фоновых состояний. Это может свидетельствовать об отсутствии дискретных брызеров в кристалле.

Список литературы

1. L.Z. Khadeeva, S.V. Dmitriev. Phys. Rev. B 81, 214306 (2010).

ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА СО СКАНДИЕМ

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

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

² Institute of Physics of materials AS CR. Brno. Czech Republic

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Существенную роль в формировании свойств нано и микрокристаллических металлов и сплавов, приготовленных методом равноканального углового прессования (РКУП) играет большая объемная доля границ зерен, находящихся в неравновесном, аморфоподобном состоянии и имеющих пониженную плотность, то есть повышенный свободный объем. На фоне этого свободного объема, относительно равномерно распределенного по границам зерен, возможно образование областей избыточного свободного объема, в предельном случае нанопор. Исследования, проведенные модернизированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности показали, что в процессе РКУП алюминия и сплава Al+0.2%Sc образуются нанопоры со средним размером $\approx 20\text{--}30$ нм. При этом уровень нанопористости повышается при увеличении степени интенсивной пластической деформации (число проходов при РКУП).

Особенно резко увеличивается уровень нанопористости при переходе от одного к четырем проходам при РКУП. Испытания Al и сплава Al+0.2%Sc при растяжении в условиях ползучести показали, что при переходе от 1 к 4 проходам при РКУП происходит существенное (более чем на порядок) уменьшение долговечности алюминия и его сплава, а также в несколько раз повышается доля большеугловых ($>15^\circ$) границ зерен. Для сплава алюминия эффект роста нанопористости и уменьшения долговечности больше, чем для чистого алюминия.

Анализируется природа наблюдаемых эффектов. Делается вывод, что в процессе интенсивной пластической деформации при РКУП формируется не только нано и микрокристаллическая структура, что ведет к повышению «кратковременных» характеристик механических свойств (при переходе от 1 к 4 проходам микротвердость алюминия растёт), но и образуются, очевидно в границах зерен, нанопоры. Определенный уровень нанопористости может не только частично нивелировать эффект упрочнения, обусловленный наноструктурой, но и приводить к уменьшению работоспособности (долговечности) при длительных испытаниях.

Приводятся данные, свидетельствующие о том, что подавление образования нанопористости или её уменьшения за счет залечивания способствует повышению ряда прочностных характеристик (долговечности, модуля упругости).

ПОСТРОЕНИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА β -NiAl НА ОСНОВЕ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

Букреева К.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

karina-buk@yandex.ru

Жаропрочный алюминиевый сплав NiAl обладает высокой коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах, поэтому он широко применяется для создания изолирующих противокоррозионных покрытий. Однако сплав в поликристаллическом состоянии обладает зернограницной хрупкостью, которая может быть устранена получением монокристаллической структуры.

В работе [1] было обнаружено, что при одноосном растяжении в кристаллографическом направлении [557] степень пластической деформации интерметаллидного сплава β -NiAl с монокристаллической структурой составляет более 300%. Подобный эффект аномально высокой пластичности был ранее обнаружен в благоприятно ориентированных монокристаллах цинка и магния, в которых удлинение составило 400% и более [2].

В процессе пластической деформации растяжением вдоль кристаллографического направления [557] монокристаллическая структура упорядоченного сплава β -NiAl сохраняется даже при больших степенях деформации. Предположительно этот эффект связан с геометрическим упрочнением деформируемой области, которое происходит за счет поворота плоскости скольжения в сторону оси растяжения, что приводит к утонению образца. При этом уменьшается фактора Шмида, а, следовательно, увеличивается напряжение необходимое для скольжения дислокаций, поэтому деформация передается в область с большим поперечным сечением, где фактор Шмида выше.

Определение механизма стабильного течения в монокристалле β -NiAl было проведено с помощью метода молекулярно-динамического расчета [3]. В процессе моделирования пластической деформации одноосным растяжением учитывались многие параметры, например, скольжение и аннигиляция краевых дислокаций, торможение дислокаций при их взаимодействии с фононами, изменение фактора Шмида в процессе дислокационного скольжения, увеличение параметра решетки сплава с возрастанием температуры и т.д. Все данные, полученные методом молекулярной динамики, применялись в численном моделировании процесса одноосного растяжения монокристалла β -NiAl в направлении [557].

Построенная компьютерная модель позволила выявить последовательность структурных изменений, происходящие в пленке монокристалла β -NiAl в процессе пластической деформации одноосным растяжением, в зависимости от числа действующих систем скольжения, а также в зависимости от температуры и скорости деформации.

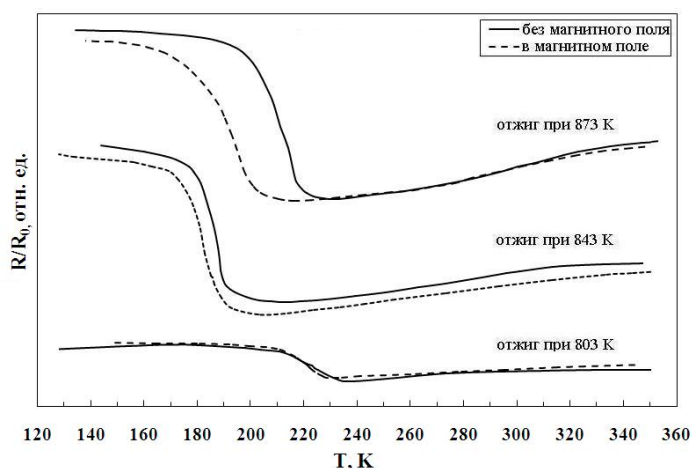
1. V.I. Levit, J.S. Winton, Yu.N. Gornostyrev, M.J. Kaufman. Mechanism of high tensile elongation in NiAl single crystals at intermediate temperatures // Recrystallization and Related Phenomena, 1996, p. 637.
2. Пластическая деформация металлов / Хоникомб Р. Пер.с англ. М.: Мир, 1972. 408с.
3. Букреева К.А., Искандаров А.М., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. // Деформация и разрушение материалов. 2011. №10. С.17–23.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА Ni–Mn–In

Абзгильдин Я. А., Мулюков Х. Я.

ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия,
mulyuk@anrb.ru

В последнее время повышенный интерес привлекают сплавы Гейслера Ni–Mn–X (X = Ga, In, Sn, Sb). Это вызвано тем, что в данных сплавах, благодаря магнитоупругому взаимодействию, появляется возможность изменять температуру фазового превращения под действием внешнего магнитного поля (МП), которая, в свою очередь, может привести к большому магнитокалорическому эффекту[1]. Поэтому сплавы Ni–Mn–X (X = Ga, In, Sn, Sb) можно рассматривать как перспективные материалы для создания кристаллических хладагентов холодильников нового поколения. Следовательно, исследование влияния внешнего магнитного поля на температуру фазового превращения в этих сплавах является актуальным.



В данной работе приводятся результаты исследования влияния магнитного поля индукцией 1,95 Тл на температуру фазового превращения сплава Ni_{45,7}Mn_{40,7}In_{13,6} в различных структурных состояниях. Наиболее простым и наглядным способом изучения этого влияния является измерение температурной зависимости электросопротивления сплава в магнитном поле и без него. Как видно из рисунка,

после отжига гомогенизированного сплава при 803 К влияния магнитного поля на температуру фазового перехода не наблюдается. Однако повышение температуры отжига приводит к заметному уменьшению температуры перехода. Так, после отжига образца при 843 К оно составляет примерно 5 К. А в образце, отожженном при 873 К, это уменьшение достигает 20 К. Таким образом, под действием магнитного поля температура фазового превращения в данном сплаве смещается в сторону более низких температур.

Следует отметить, что при повышении температуры отжига скачкообразное изменение электросопротивления возрастает и становится более отчетливым.

Отсутствие шкалы на оси ординат объясняется тем, что для наглядности кривые несколько разнесены друг относительно друга, хотя они изображены в одинаковом масштабе.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 11-08-92504-АФГИР-Э_а.

- [1] И.Е.Дикштейн, Д.И.Ермаков, В.В.Коледов, Л.В.Коледов, Т.Такаги, А.А.Тулайкова, А.А.Черечукин, В.Г.Шавров. Обратимый структурный фазовый переход в сплавах Ni–Mn–Ga в магнитном поле // Письма в ЖЭТФ. Т. 72, № 2. 2000. С. 536-541.

СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА–ПЕТЧА И ЕГО ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu–Al И Cu–Mn

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

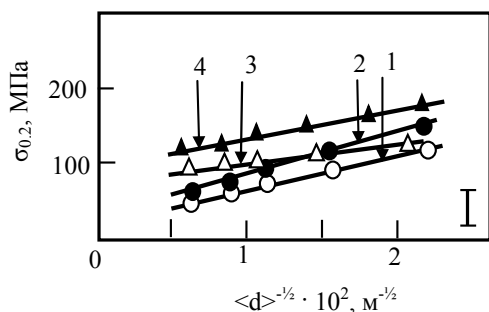
koneva@tsuab.ru

Практически все промышленные материалы являются поликристаллами. Их прочностные свойства в значительной мере зависят от размера зерен поликристаллического агрегата и структуры их границ. Средний размер зерна d определяет механические свойства через известное соотношение Холла–Петча (Х-П). Для предела текучести ($\sigma_{0.2}$) оно имеет следующий вид:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

где k – коэффициент Холла–Петча, σ_0 – сопротивление движению дислокаций в монокристалле. Это соотношение выполняется и для напряжения течения. Коэффициент k является важным параметром соотношения Х-П. Наибольшее число экспериментальных данных для него в широкой области размеров зерен от нано до макрообласти получено для меди. Между тем сведения для сплавов на основе меди о поведении параметров σ_0 и k в различных условиях испытания практически отсутствуют. В связи с вышесказанным целью настоящего исследования было экспериментальное изучение зависимости предела текучести и напряжения течения от размера зерна для ГЦК сплавов систем Cu–Mn и Cu–Al с целью анализа зависимости параметров k и σ_0 от типа легирующего элемента, концентрации сплава и температуры деформации. В исследуемых сплавах средний размер зерен варьировали от 20 мкм до 240 мкм. Температура деформации в экспериментах изменялась в интервале 293–673 К. Сплавы деформировали растяжением до разрушения, степень деформации при этом составляла $\varepsilon = 0.50$ –0.60.

В результате исследований установлено, что соотношение Х-П строго выполняется в широком диапазоне избранных концентраций твердых растворов и температур испытания. Для сплавов Cu–Al интервал концентраций легирующего элемента составлял 0.5–14 ат.% Al, для сплавов Cu–Mn – 0.4–25 ат.% Mn. Типичные диаграммы, демонстрирующие выполнимость соотношения Х-П приведены на рисунке. Было рассмотрено поведение параметра k в соотношении (1) для сплавов Cu–Al и Cu–Mn от температуры деформации и концентрации твердого раствора.



Зависимость предела текучести ($\sigma_{0.2}$) от обратной величины корня квадратного из размера зерен ($d^{-1/2}$) для разных сплавов:

1 – Cu+0.5 ат.% Al, 2 – Cu+5 ат.% Al,
3 – Cu+10 ат.% Al, 4 – Cu+14 ат.% Al.

Температура деформации – 293 К

Установлено, что зависимость $k = f(T_{\text{деф}})$ близка к линейной. Экспериментальные данные показали, что параметр k увеличивается со степенью деформации сплава. Это эффект достаточно значителен. Нарастание дислокационного упрочнения с деформацией в зернах поликристалла увеличивает параметр k . Этот рост происходит одновременно с ростом параметра σ_0 . Необходимо, отметить, что как σ_0 , так и k зависят от плотности дислокаций в зернах поликристалла. Эта зависимость хорошо прослеживается в выполнимости соотношения Х-П при разных условиях деформации.

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПО ЗЕРНУ В ДЕФОРМИРОВАННОМ МАТЕРИАЛЕ

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

*Томский государственный архитектурно-строительный
университет, Томск, Россия*

koneva@tsuab.ru

В деформированном теле возникают внутренние поля напряжений, что в свою очередь приводит к появлению на электронно-микроскопических изображениях деформированного материала изгибных экстинкционных контуров. По их параметрам можно восстановить внутренние поля напряжений, возникающие в деформированном теле. Экстинкционные контуры отражают природу деформации локальных участков образца. Различают три типа деформации кристаллической решетки: изгиб, кручение и смешанный случай. Они идентифицируются по взаимной ориентации линии экстинкционного контура и вектора действующего отражения. Внутренние напряжения, характеризующие деформацию, образуют тензоры второго ранга. Для кубических кристаллов в тензоре внутренних напряжений присутствуют только две независимых компоненты – изгиба σ_{11} и кручения σ_{12} . Остальные компоненты равны нулю или могут быть выражены через напряжения σ_{11} и σ_{12} . Локально деформация может быть как чисто пластической, так и упруго-пластической. При определении внутренних напряжений необходимо учитывать две составляющие локальной деформации: пластическую и упругую, и для каждой составляющей рассматривать по две компоненты – изгиб и кручение. Авторами предложена методика определения внутренних напряжений деформированного изотропного тела по кривизне-кручению кристаллической решетки, определяемой методом просвечивающей электронной микроскопии.

В настоящей работе определялись внутренние напряжения в образцах деформированной растяжением стали 110Г13 ($\varepsilon = 25\%$) в пределах одного зерна поликристалла. На электронно-микроскопических изображениях структуры деформированной стали внутри рассматриваемого зерна наблюдались дислокации, образующие сетчатую субструктуру, одиночные деформационные микродвойники и пакеты микродвойников. На микрофотографиях также наблюдаются изгибные экстинкционные контуры, происхождение которых обусловлено наличием внутренних напряжений. Анализ полученных результатов показал, что деформация по зерну поликристалла является неоднородной. Одновременно внутри одного зерна присутствуют чисто пластическая и упруго-пластическая деформации. Внутренние напряжения по зерну распределяются неравномерно. Значения напряжения σ , равные 0–500 МПа и 1500–2000 МПа, встречаются чаще, чем другие значения, и распределяются по большей площади внутри зерна. Значения σ , превышающие 3000 МПа, присутствуют в меньшей степени и обнаруживаются в основном вблизи одной из границ зерна. Таким образом, можно сделать вывод, что вблизи этой границы зерна находится наиболее напряженный участок фольги. Среднее значение внутреннего напряжения по зерну равно 1530 МПа, что соответствует на гистограмме интервалу довольно часто встречающихся значений внутренних напряжений. В локальных, наиболее напряженных участках зерна во внутренние напряжения σ больший вклад вносит компонента кручения кристаллической решетки σ_{12} . Присутствие одиночных микродвойников и пакетов микродвойников заметно снижает внутренние напряжения.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЯЧЕИСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

kozlov@tsuab.ru

Целью настоящей работы является исследование эволюции ячеистой дислокационной субструктуры (ЯДС), формирующейся при пластической деформации сплавов. Исследовались поликристаллические сплавы Cu + 0.5 ат.% Al, Cu + 5 ат.% Al, Cu + 0.4 ат.% Mn и Cu + 6 ат.% Mn с размером зерен 60 мкм. В структуре этих сплавов в широком диапазоне деформаций существует ЯДС. Деформация образцов осуществлялась растяжением при комнатной температуре. Дислокационная структура изучалась на фольгах в электронном микроскопе при ускоряющем напряжении 125 кв. По снимкам дислокационной структуры измерялись количественные параметры, характерные для ЯДС.

ЯДС состоит из двух видов дислокационных образований: стенок ячеек с высокой плотностью дислокаций и тела ячеек с низкой плотностью дислокаций. Естественно, что плотные участки (стенки ячеек) тормозят сдвиг, неплотные участки (тело ячеек) его свободно пропускают. Зависимости напряжения течения (σ) от корня квадратного из плотности дислокаций для этих дислокационных образований имеют принципиально различный вид. На рис.1 представлены зависимости напряжения течения (σ) от плотности дислокаций в стенках ячеек ($\rho_{ст}^{1/2}$). Наклон зависимостей является типичным для упрочняющегося при деформации материала: с ростом $\rho_{ст}$ растет напряжение течения. Наклон зависимостей $\sigma = f(\rho_{ст}^{1/2})$ – прямолинейный, но в отдельных точках он скачкообразно изменяется – возрастает. На рис. 1 эти особые точки указаны стрелками. Установлено, что изменение наклона $\sigma = f(\rho_{ст}^{1/2})$ происходит при появлении разориентировок в стенках ячеек. Стенки ячеек оказывают сопротивление деформированию как обычная дислокационная структура. Тело ячеек демонстрирует другое поведение. С ростом деформации сопротивление деформированию тела ячеек уменьшается. Это обусловлено выметанием дислокаций из тела ячеек в стенки ячеек. Такие процессы не являются случайными. В работе установлено, что средняя плотность дислокаций в стенках ячеек выше на порядок, чем в теле ячеек.

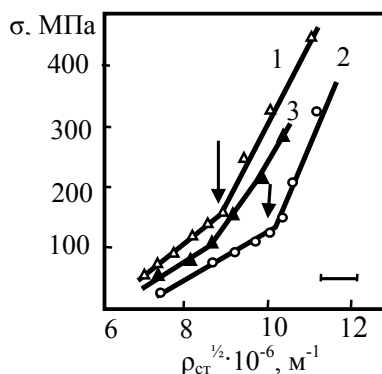


Рис. 1. Cu+0.5 ат.% Al (1), Cu+0.4 ат.% Mn (2), $T_{деф} = 293\text{K}$; Cu+0.4 ат.% Mn (3), $T_{деф} = 573\text{K}$.

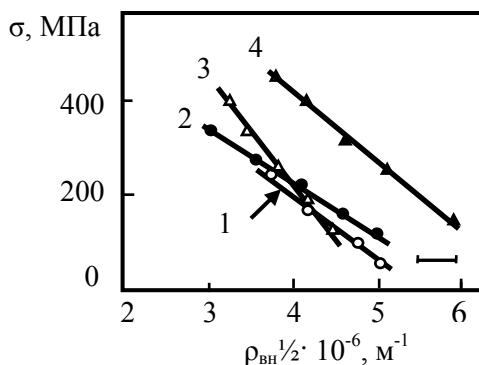


Рис. 2. Cu+0.5 ат.% Al (1), Cu+5 ат.% Al (2), Cu+0.4 ат.% Mn (3), Cu+6 ат.% Mn (4), $T_{деф} = 293\text{K}$

По этой причине зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотности дислокаций внутри ячеек ($\rho_{\text{вн}}^{1/2}$) имеют принципиально другой наклон (рис.2), чем зависимости для стенок ячеек/

Зависимости $\sigma = f(\rho_{\text{ст}}^{1/2})$ демонстрируют дислокационное упрочнение, так как с ростом плотности дислокаций в стенках ячеек напряжение возрастает. Напротив, зависимости $\sigma = f(\rho_{\text{вн}}^{1/2})$ демонстрируют дислокационное разупрочнение, так как с ростом плотности дислокаций в теле ячеек напряжение течения уменьшается.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-(37–40)Al-Fe (АТ.%)

Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р.

*Учреждение Российской академии наук
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
ramilgaisin@gmail.com*

Для упрочнения титановых сплавов применяют термическую обработку, включающую закалку от температур β -фазовой области и старение. В работе изучалась возможность применения подобной термообработки для упрочнения интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана. Поскольку температурная область существования β -фазы у алюминидов титана лежит существенно выше, чем в титановых сплавах, использовали доэвтектоидные сплавы с пониженным содержанием алюминия, легированные железом – сильным β -стабилизирующим элементом, расширяющим β -фазовую область.

В рамках работы исследовали влияние состава сплава на микроструктуру и механические свойства на сжатие интерметаллидных сплавов на основе Ti-(37–40)%Al (ат. %), легированных железом, ниобием и бором. Слитки сплавов получали методом аргоно-дуговой плавки на лабораторной установке. Анализ фазовых превращений и микроструктурные исследования проводили на основе результатов, полученных с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии, дифракционного рентгеноструктурного анализа, оптической металлографии, а также сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Термическая обработка включала в себя закалку из β -фазовой области и старение при температурах 700...900°C. Механические испытания на сжатие проводили на воздухе при температурах $T = 20, 600$ и 800°C .

Было установлено, что легирование сплавов железом в количестве более 4ат.% снижает температуру перехода в однофазную β -область в изучаемых сплавах до $T = 1150\text{--}1200^\circ\text{C}$, что позволяет зафиксировать при закалке пересыщенный твердый раствор на основе β -Ti. В ходе последующего старения β -фаза распадается с образованием наноразмерной смеси частиц интерметаллидных фаз $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, $\gamma\text{-TiAl}$, $\tau_2\text{-Al}_2\text{TiFe}$ с размером $d = 50\text{...}500$ нм. Это обеспечивает существенное повышение твердости и прочности сплавов. В рамках работы оптимизированы составы сплавов и режимы термической обработки, обеспечивающие максимальную твердость и прочность в дисперсионно-упрочненном состоянии.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК БОРА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT8

Гайсин Р. А., Имаев В. М., Имаев Р. М., Гайсина Э. Р.

*Учреждение Российской академии наук
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия
ramilgaisin@gmail.com*

Титановые сплавы, легированные небольшими добавками бора (на уровне десятых долей весовых процентов), интенсивно изучаются в последние годы. Было обнаружено, что добавление бора повышает прочность, жесткость, износостойкость, усталостные свойства, сопротивление ползучести, технологическую пластичность литых титановых сплавов благодаря измельчению структуры слитка в ходе его затвердевания и охлаждения. Вместе с тем было обнаружено, что присутствие крупных боридов может значительно снижать трещиностойкость титановых сплавов в литом состоянии. С другой стороны, деформационная обработка позволяет существенно раздробить бориды, что может нивелировать отрицательное влияние боридов на трещиностойкость, сохраняя при этом их положительное влияние на прочность, жесткость и другие эксплуатационные свойства.

В настоящей работе исследовали исходную микроструктуру, механические свойства на сжатие и эволюцию микроструктуры после горячей деформации двухфазного титанового сплава BT8, легированного 0.05, 0.2 и 0.4 вес.% бора. Результаты сравнивали со сплавом BT8 без бора. Слитки сплавов получали методом аргоно-дуговой плавки на лабораторной установке, бор вводился в виде порошка. Введение бора ведет к образованию моноборидов TiB, располагающихся преимущественно по границам β -зерен, что обеспечивает существенное измельчение исходной литой микроструктуры при содержании бора более 0.05 вес.%. Эффект измельчения сохраняется и после дополнительной выдержки в однофазной β -фазовой области с последующим медленным печным охлаждением, имитирующим условия охлаждения объемного слитка. Испытания на сжатие, выполненные в интервале температур 700–1000°C, показали, что прочностные свойства легированных бором сплавов заметно превышают прочностные свойства нелегированного сплава. В интервале температур 650–700°C были выполнены эксперименты по всесторонней изотермической ковке сплавов BT8 и BT8-0.4B (вес.%). Установлено, что присутствие боридов способствует некоторому ускорению кинетики рекристаллизации, а сами бориды в процессе деформации дробятся. Отжиг при температурах β -фазовой области деформированных образцов сплавов BT8 и BT8-0.4вес.%B обнаружил высокую стабильность размера β -зерен в сплаве, легированном бором, в отличие от нелегированного сплава. Легирование бором обсуждается с точки зрения повышения эффективности деформационной обработки и конечных служебных свойств двухфазных титановых сплавов.

ПОЛУЧЕНИЕ, МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НА СЖАТИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВТ1-0, АРМИРОВАННЫХ МОНОБОРИДОМ ТИТАНА

Гайсина Э.Р., Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.

*Учреждение Российской академии наук
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия
elvina.gaisina@gmail.com*

Для повышения прочности, жесткости, износостойкости титана в широком интервале температур титановые матрицы армируют непрерывными и прерывистыми волокнами или частицами. Основными требованиями при создании композиционных материалов являются химическая стабильность упрочняющего компонента и близкие значения коэффициентов термического расширения матрицы и упрочнителя. В оптимальной степени этим требованиям для титановой матрицы отвечает моноборид титана. Основным способом изготовления композитов типа Ti-TiB является спекание порошков титановой матрицы и диборида титана, превращающегося в процессе спекания в моноборид и чистый титан. Это обеспечивает высокую однородность получаемого материала и позволяет избежать образования грубых боридов, резко снижающих трещиностойкость и пластичность композита. Между тем использование такой технологии не дешево, и она не может обеспечить чистоту получаемого материала, что снижает технологические и эксплуатационные свойства получаемого композита. Практически неисследованной возможностью является изготовление таких композиционных материалов с помощью литья, при котором, согласно бинарной диаграмме Ti-B, упрочняющий моноборид образуется в результате высокотемпературной реакции компонентов. Следует ожидать снижения стоимости и трудоемкости изготовления таких композиционных материалов, а также повышения их технологических и эксплуатационных свойств по сравнению с порошковыми материалами.

В настоящей работе слитки композитов Ti-xTiB получали методом аргонодуговой плавки на лабораторной установке. В качестве материала матрицы был выбран ВТ1-0, бор вводили в виде порошка, его содержание варьировалось от 1.5 до 3.0 вес. %, что соответствовало объемной доле моноборида титана в диапазоне $\approx 8 \dots 16$ об.%. Микроструктурные исследования, выполненные с помощью сканирующей электронной микроскопии, показали, что при содержании моноборида титана около 10 об.% в слитке обеспечивается их однородное распределение, при этом крупные первичные бориды не формируются. Испытания на сжатие образцов ВТ1-0 и композиционных сплавов, выполненные при комнатной температуре и при 700–1000°C, показали значительное увеличение прочности полученных композитов при близкой к ВТ1-0 технологической пластичности. Анализ микроструктуры образцов, деформированных при повышенных температурах, показал, что деформация композитного материала сопровождается развитием рекристаллизации и дроблением боридов.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25X15K

Корзникова Г. Ф., Миронов С. Ю., Корзникова Е. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

korznikova@anrb.ru

Сплав 25X15K относится к группе магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из него получают, как методами литья, так и с применением методов обработки давлением. Формирование высококоэрцитивного ($\alpha_1 + \alpha_2$)-состояния (ВКС) в процессе спинодального распада приводит к резкому снижению характеристик прочности и пластичности из-за образования модулированной структуры, состоящей из когерентно связанных упорядоченных выделений α_1 фазы в α_2 матрице. Известно, что, изменяя размер и морфологию упорядоченных фаз в промышленных сплавах, можно существенно повысить их пластические характеристики. Одним из эффективных методов воздействия на структуру является интенсивная пластическая деформация. В частности, при больших пластических деформациях на наковальнях Бриджмена часто происходит растворение вторых фаз до концентраций значительно выше предельной растворимости элементов при низких температурах. Целью данной работы было изучение эволюции структуры и механических свойств сплава 25X15K при интенсивной деформации кручением со сдвигом.

Исследована эволюция структуры и механических свойств магнитотвердого сплава 25X15K при деформации сдвигом с различными углами поворота в наковальнях Бриджмена. Показано, что интенсивная пластическая деформация высококоэрцитивного ($\alpha_1 + \alpha_2$) – состояния приводит на начальной стадии деформации к формированию полос локализованной деформации и растворению в них α_1 фазы. Дальнейшее увеличение степени деформации ведет к формированию однородной однофазной нанокристаллической структуры с размером зерен около 50 нм. Установлено, что растворение α_1 фазы в α_2 -матрице в процессе интенсивной пластической деформации обуславливает повышение характеристик прочности и пластичности сплава 25X15K при всех исследованных степенях деформации. Механические свойства, исследованные методом трехточечного изгиба, показали, что максимальной пластичностью обладает сплав после небольших степеней деформации, а формирование нанокристаллического размера зерен при больших степенях деформации приводит к некоторому снижению пластичности.

Для выявления причин аномальной пластичности сплава 25X15K методом дифракции обратно рассеянных электронов изучена структура после различных степеней деформации на наковальнях Бриджмена.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 30Х23К, ПОДВЕРГНУТОМ БОЛЬШИМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ

Корзников А.В., Корзникова Г.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

korznikov@imsp.da.ru

Сплавы системы Fe–Cr–Co относятся к группе магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из сплавов с 15 и 23% кобальта получают преимущественно методами литья, так как применение методов обработки давлением затруднено в связи с низкой деформационной способностью, обусловленной образованием в структуре в интервале температур 700–1050°C охрупчивающей интерметаллидной σ фазы. Вместе с тем, известно, что формирование нанокристаллической структуры в металлах и сплавах путем интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает широкие возможности в получении материалов с необычными физико-механическими свойствами, которые могут иметь применение на практике. В частности методами ИПД можно изменить размер и морфологию интерметаллидных фаз в промышленных сплавах и за счет этого существенно повысить их пластические характеристики.

Данная работа посвящена исследованию структуры и механических свойств образцов сплава 30Х23К (Fe–30%Cr–23Co) с различным исходным фазовым составом в различных структурных состояниях.

Исследованы фазовый состав, микротвердость, механические свойства на разрыв и изгиб, а также проведен электронномикроскопический анализ тонкой структуры и изломов образцов сплава после различных режимов термообработки с крупным размером зерна и после ИПД методом кручения под высоким давлением.

Показано, что растворение σ -фазы начинается только после формирования субмикрокристаллической структуры в γ фазе.

Установлено, что в крупнозернистом состоянии пластичностью обладают образцы с однофазной структурой α твердого раствора и образцы с двухфазной $\alpha + \gamma$ структурой. Образцы сплава с $\sigma + \gamma$ и модулированной $\alpha_1 + \alpha_2$ структурами являются хрупкими и обладают невысокими прочностными характеристиками. Показано, что ИПД приводит к формированию НК структуры в сплаве 30Х23К с размером зерен порядка 50 нм. При этом происходит повышение прочности и снижение пластичности в образцах с α и $\alpha + \gamma$ структурой и повышение прочности и пластичности в $\sigma + \gamma$ и $\alpha_1 + \alpha_2$ состояниях. Обнаруженное повышение пластичности, по-видимому, связано с растворением при ИПД интерметаллидной σ -фазы и модулированной $\alpha_1 + \alpha_2$ структуры. Установлено, что оптимальное сочетание магнитных и механических свойств обеспечивает композитная структура, состоящая из сильномагнитных выделений α_1 фазы в α_2 матрице с прослойками α фазы, полученными в процессе ИПД.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ (РКУП) И НАНЕСЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 10

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Ильичев Л.Л.¹, Клевцова Н.А.¹,
Кушнаренко Е.В.¹, Кашапов М.Р.¹, Рааб А.Г.², Ганеев А.В.²

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

²⁾Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
RZValiev@mail.ru

Целью настоящей работы является исследование коррозионной стойкости образцов из стали 10 в исходном состоянии и после РКУП без покрытия и с упрочняющим покрытием.

Материалы и методики исследования. В качестве исследуемого материала использовали промышленную сталь 10 (0,11 % С) в исходном состоянии (средний размер зерна $d_{cp} = 45$ мкм) и после РКУП при 200 °С, 4 прохода, маршрут Вс, угол $\varphi = 120^\circ$ (средний размер зерна $d_{cp} = 300$ нм).

Испытывали образцы 3х10х10 мм с покрытием и без покрытия. Образцы полностью погружали в испытательный раствор (5% раствор NaCl по ГОСТ 4233 + 0,5% раствор CH_3COOH по ГОСТ 19814, насыщенный сероводородом, $pH \leq 3,5$; $T = 297$ К). Время коррозионного воздействия – 96 часов. Скорость коррозии стали ($г/м^2 \cdot ч$) определяли по разности масс образцов до и после коррозионных испытаний.

Тонкопленочное упрочняющее алмазоподобное покрытие на основе оксикарбонитрида кремния наносили на поверхность образцов с помощью установки финишного плазменного упрочнения УФПУ-111. Толщина покрытия составляла 1 мкм.

Результаты исследования. Результаты испытаний образцов на коррозионную стойкость приведены в таблице.

Таблица. Скорость коррозии ($г/м^2 \cdot ч$) образцов с покрытием и без покрытия в исходном состоянии и после РКУП

Исходное состояние		После РКУП	
Без покрытия	С покрытием	Без покрытия	С покрытием
5,104	2,270	3,615	1,153

Из приведенной таблицы видно, что скорость коррозии образцов из стали 10 после РКУП в 1,4 раза ниже по сравнению с исходным состоянием. После нанесения упрочняющего покрытия скорость коррозии образцов в исходном состоянии уменьшилась в 2,3 раза, а образцов после РКУП – в 3,1 раза.

Выводы. 1. Равноканальное угловое прессование повышает коррозионную стойкость стали 10 без покрытия в 1,4 раза по сравнению с исходным состоянием.

2. Коррозионная стойкость стали 10 после РКУП с нанесенным покрытием также выше по сравнению с коррозионной стойкостью стали в исходном состоянии с нанесенным покрытием.

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

ПРИНЦИПЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СФЕРИЧЕСКИХ СОСУДОВ ДАВЛЕНИЯ

Круглов А.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

alweld@go.ru

Сферические сосуды высокого давления из титановых сплавов широко применяются в космической технике. К ним предъявляются жесткие требования по обеспечению эксплуатационных характеристик и высокой надежности. Качество сосудов во многом определяется их геометрическими параметрами, структурой и свойствами материала, а также сварного соединения.

Конструктивно сосуды состоят из двух сваренных между собой полусфер, полученных сверхпластической формовкой (СПФ) из листовых заготовок. Использование сварки плавлением в традиционной технологии изготовления сосудов создает проблемы с качеством сварных соединений. В зоне сварного шва формируется неоднородная крупнозернистая пластинчатая структура, обуславливающая пониженный комплекс механических свойств. Равнопрочность конструкции обеспечивают за счет увеличения толщины в зонах расположения сварных швов. Кроме того, сварные швы сосудов подвергают термической обработке (индукционному отжигу) для снятия внутренних напряжений и выравнивания структуры металла.

Перспективным направлением повышения конструкционной прочности сосудов может быть использование для их изготовления круглых пакетов, состоящих из листовых заготовок, соединенных по периметру сваркой давлением. Простая форма исходной заготовки открывает широкие возможности применения различных приемов деформирования сварного соединения и схем СПФ. Использование сварки давлением обеспечивает структурную однородность сварных соединений в сосуде, отсутствие остаточных напряжений и равнопрочность готового изделия.

Другим направлением повышения конструкционной прочности сосудов является принцип многослойности. Возросшие требования технического прогресса в части повышения производительности, единичной мощности и надежности технологического оборудования высокого давления часто превышают возможности технологии изготовления сосудов с однослойной стенкой. Работы по определению прочности и работоспособности многослойных сосудов, показывают высокую способность многослойных стенок сопротивляться хрупким и вязким разрушениям.

Согласно указанному принципу каждую половину сварного пакета для изготовления сосуда методом СПФ выполняют многослойной, состоящей из набора листовых заготовок. При этом для повышения конструкционной прочности и качества соединения рекомендуется использовать заготовки с различным уровнем механических свойств путем их чередования. Причем в состав многослойного пакета предпочтительно включать заготовки с нано- или субмикронным размером зерен. Заготовки с такой структурой обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств и высокой технологической пластичностью, кроме того в них проявляется эффект низкотемпературной сверхпластичности, что позволит изготавливать сосуды в интервале пониженных температур.

Новизна предложенных решений защищена рядом патентов (РФ № 2019340, РФ № 2047409, РФ № 2380185).

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И ИЗУЧЕНИЕ ЕГО ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ

Алехин В.П.

Московский государственный индустриальный университет

alehin_valentin@mail.ru

В качестве методов интенсивного деформационного воздействия на материал в настоящем исследовании было использовано сочетание высокого давления и сдвиговых деформаций в наковальнях Бриджмена и в валках прокатного стана. Исследование структуры и механических свойств никелида титана проведены на образцах после деформации прокаткой на 10–90% и в наковальнях Бриджмена при давлении 2–4 ГПа и угле поворота наковален 20–90°. Для определения влияния деформации на степень дисперсности никелида титана рентгенодифракционным методом были оценены размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) [1–2].

Анализ дифракционных спектров показал:

1. Воздействие усиливается от центра к периферии образца. Дифракционные отражения уширяются и сливаются в одно диффузное отражение.
2. При постоянном давлении $P = const$ с ростом угла поворота наковален φ усиливается воздействие на структуру, как в центре наковален, так и на периферии.
3. При постоянном угле поворота $\varphi = const$ с ростом давления эффект воздействия также усиливается.
4. Для спектров с одним диффузным отражением можно говорить об эффективном размере ОКР равном 1,5 и 3,0 нм для образца после воздействия $P = 4 \text{ ГПа}$, $\varphi = 200^\circ$ и $\varphi = 20^\circ$, соответственно.

Таким образом, рентгенодифракционные исследования показали, что прокатка со степенью деформации от 50 до 90% и деформирование образцов в наковальнях Бриджмена с параметрами $P = 4 \text{ ГПа}$, $\varphi = 200^\circ$ и $\varphi = 20^\circ$ позволяют получить рентгеноаморфный никелид титана.

Исследованы внутреннее трение и модуль Юнга никелида титана после деформации прокаткой на 90% и последующего отжига, а также изменение физико-механических свойств сильнодеформированного никелида титана в процессе нагрева.

Список литературы

1. Абрамов О.В. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле.— М.: Металлургия, 1972. — 256 с.
2. Алехин В.П., Боровин Ю.М., Жаркий С.М., Й.С. Пьен, Ш.Н. Азума, Ч.С. Ким, Чо И.С. Повышение эксплуатационных свойств деталей транспортного машиностроения способом ультразвуковой финишной и упрочняющей обработки. // Сб. докладов Международного конгресса «Механика и трибология транспортных систем–2003», Ростов-на-Дону, т. 1, сентябрь 2003.— с. 35-38.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ И ПИННИНГ МАГНИТНОГО ПОТОКА ВТСП МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Bi2212

Имаев М.Ф.^{1,2}

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

marcel@imsp.ru

Висмутсодержащие ВТСП керамики обладают низкой энергией пиннинга магнитного потока и одним из путей увеличения энергии пиннинга является создание композитов с высокой плотностью мелких частиц несверхпроводящих фаз. Эффективным методом получения острой текстуры в таких композитах является горячая пластическая деформация. Среди методов деформации большой интерес представляют сложные схемы деформации, позволяющие реализовать большие степени деформации. Одним из таких методов является кручение под квазигидростатическим давлением. Успешное развитие такого метода позволит получать объемные осесимметричные изделия типа диск, кольцо с высокой токонесущей способностью.

В данной работе исследовали влияние температуры деформации кручением под давлением на микроструктуру и сверхпроводящие свойства керамики Bi2212, а также ряда композитов на его основе. Установлено, что текстура растет с увеличением температуры деформации, достигая максимума вблизи температуры плавления. Проведено количественное исследование размеров колоний матричной фазы и частиц несверхпроводящих фаз. Проведен анализ механизма формирования базисной текстуры. Показано, что основным механизмом формирования текстуры являются разворот и укладка пластинчатых колоний зерен осью [001] параллельно оси сжатия.

Исследованные материалы демонстрируют сходную и сильно неравномерную зависимость сверхпроводящих свойств (J_c , B_{irr} , $\langle E \rangle$) от температуры деформации. В композитах внесенные частицы дают заметный вклад в пиннинг потока только после низких температур деформации. С увеличением температуры деформации они растут и теряют свою эффективность. Как в керамике Bi2212, так и композитах наилучшими сверхпроводящими свойствами обладают образцы, деформированные в предплавленной области. Неравномерную зависимость свойств от температуры деформации удастся непротиворечиво объяснить на основе представлений о том, что в материале могут действовать до четырех основных типов центров пиннинга магнитных вихрей: 1) внесенные частицы; 2) внутризеренные решеточные дефекты (точечные дефекты, дислокации, дефекты упаковки); 3) малоугловые межколониальные границы; 4) частицы вторичных фаз, возникшие при распаде фазы Bi2212 вблизи температуры плавления. Плотность каждого из типов центров пиннинга зависит от температуры деформации. Локальные максимумы свойств возникают тогда, когда вклад дают центры пиннинга не менее двух типов. Максимальные свойства формируются в предплавленной области благодаря большой протяженности малоугловых границ и высокой плотности частиц, возникших при распаде фазы Bi2212.

АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ЗЕРЕН ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ КЕРАМИКИ Y123

Имаев М.Ф.^{1,3}, Кабирова Д.Б.¹, Фролов Л.П.³, Якшибаева Р.Р.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

³Баширский государственный университет, Уфа

dilara@imsp.ru

В работе [1] было показано, что методом горячего кручения под давлением возможно получение острой базисной текстуры в ВТСП керамике Y123. Целью данной работы было изучение текстуры и микроструктуры Y123 после низких скоростей кручения. Порошок Y123 компактировали в таблетки Ø10 мм и $h = 2$ мм и спекали при $T = 900^\circ\text{C}$, 5 ч. Деформацию осуществляли на машине сложного нагружения У10/КС50. Режим деформации: температура деформации $T_d = 1008^\circ\text{C}$, скорость кручения $\omega = 4 \times 10^{-4}$, 2×10^{-4} , 5×10^{-5} об/мин, угол кручения $\alpha = 0-90^\circ$, осевая нагрузка $P = 150$ кг. Степень базисной текстуры оценивали методом Лотгеринга (фактор F) [2].

Установлено, что с увеличением α фактор F растет, достигая максимума ($F = 0,965$) при $\alpha = 30^\circ$ и далее снижается (рис.1). Исследование микроструктуры показало, что ослабление текстуры при $\alpha > 30^\circ$ связано с развитием аномального роста зерен, имеющих не базисную компоненту текстуры. Диаметр некоторых таких зерен достигает ~ 500 мкм (рис.2). Приводятся данные по ориентировкам аномально крупных зерен.

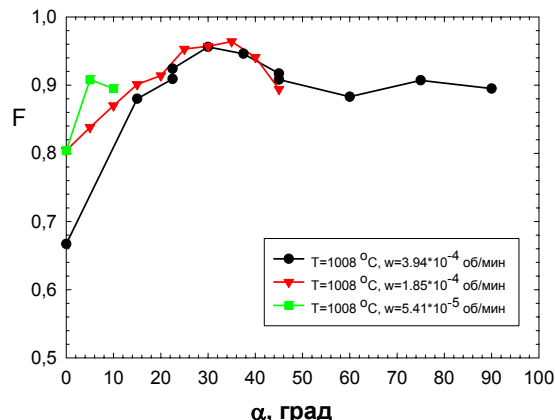


Рис. 1. Зависимость фактора F от угла кручения α при скорости кручения $\omega = 4 \times 10^{-4}$, 2×10^{-4} , 5×10^{-5} об/мин.

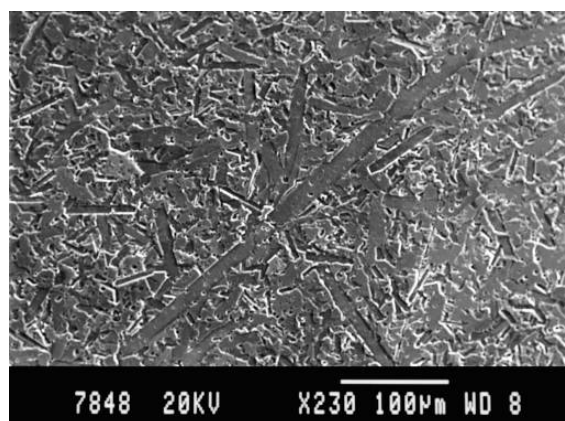


Рис. 2. Аномально крупные зерна после деформации на $\alpha = 25^\circ$, $\omega = 2 \times 10^{-4}$ об/мин.

- Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124-129.
- Lotgering F. K. Topotactical reactions with ferrimagnetic oxides having hexagonal crystal structures-I // J. Inorg. Nucl. Chem. 1959. Vol.9. P. 113-123.

СИНТЕЗ МЕЛКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{Sr}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$, SrTiO_3 И Sr_2TiO_4 ПЛАСТИНЧАТОЙ ФОРМЫ

Мавлютов А.М.³, Бадертдинов Р.С.², Пархимович Н.Ю.¹, Имаев М.Ф.^{1,3}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

³Бакирский государственный университет, Уфа

comr.mavlyutov@yandex.ru

Темплетный рост зерен является одним из способов получения текстуры в различных функциональных керамиках с перовскитоподобной структурой. Суть темплетного метода заключается в следующем. В смесь порошка матричной (основной) керамики с органическим связующим добавляют небольшое количество (до 5 об %) темплетов. Темплеты – это небольшие (несколько десятков мкм) монокристаллы химически инертных оксидов пластинчатой формы. Темплеты должны иметь такую же решетку, что и матричная фаза, а параметры решетки темплетта и матричной фазы не должны отличаться более чем на 15%. Часто в качестве темплетов используют мелкие монокристаллы системы Sr-Ti-O [1]. В ходе рекристаллизационного отжига темплеты служат местами зарождения и роста зерен матричной фазы, при этом зерна матрицы наследуют текстуру темплетов.

Целью данной работы был синтез мелких монокристаллов пластинчатой формы трех фаз системы Sr-Ti-O ($\text{Sr}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$, SrTiO_3 и Sr_2TiO_4). Исходными компонентами для синтеза монокристаллов были SrCO_3 и TiO_2 . Синтез проводили в расплаве KCl . Режим термообработки: 1) нагрев до 1100–1270 °С со скоростью 7°С/мин; 2) выдержка в течение 2–5 часов; 3) охлаждение до 700 °С со скоростью 5°С/мин.

Полученные монокристаллы имеют пластинчатую форму. Кристаллы имеют следующие размеры: линейный размер 5–15 мкм, толщина 1–3 мкм (рис.1, 2).

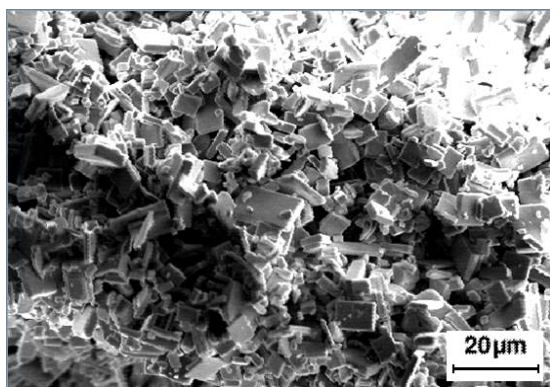


Рис. 1. Микрофотография кристаллов $\text{Sr}_3\text{Ti}_2\text{O}_7$.

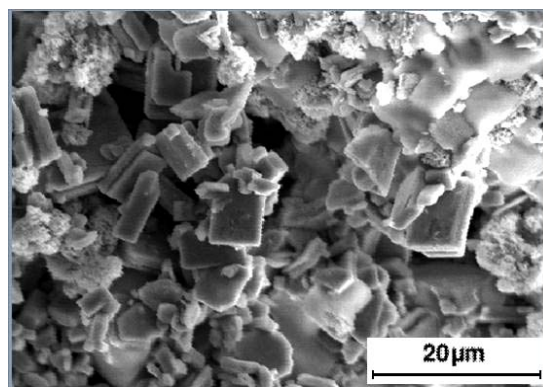


Рис. 2. Микрофотография кристаллов SrTiO_3 .

1. G. L. Messing et al. Templated grain growth of textured piezoelectric ceramics. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences 29 (2004) 45–96.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА ДЕФОРМИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ Y123

Бадертдинов Р.С.², Кабирова Д.Б.¹, Имаев М.Ф.^{1,3}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

³Баширский государственный университет, Уфа

renat_badertdinov@mail.ru

Известно, что деформированные образцы Y123 плохо насыщаются кислородом. Однако удовлетворительного объяснения этому эффекту в литературе нет. Целью данной работы было исследовать влияние микроструктуры деформированных образцов Y123 на насыщаемость кислородом. Степень насыщенности кислородом контролировали по температуре перехода в сверхпроводящее состояние (T_c), которую измеряли методом динамической магнитной восприимчивости. В качестве исходных использовали образцы, подвергнутые горячему кручению под давлением. Для изменения микроструктуры использовали два отжига. Первый – высокотемпературный (870–980°C) проводили на воздухе. Высокотемпературный отжиг позволяет регулировать плотность дислокаций. Второй – низкотемпературный (450°C) отжиг проводили в токе кислорода. Низкотемпературный отжиг необходим для достижения максимального кислородного индекса.

Было установлено, что только лишь низкотемпературный отжиг не приводит к восстановлению СП перехода ($T_c = 90\text{K}$) в деформированных образцах. Для достижения $T_c \sim 90\text{K}$ необходимо провести последовательно два отжига – высокотемпературный при $T > 905^\circ\text{C}$ и низкотемпературный.

Эффект плохой насыщаемости кислородом деформированной керамики Y123 объясняется тем, что высокая плотность дефектов решетки (дислокации и дефекты упаковки) препятствуют продвижению двойников тетра-орто превращения. В результате этого тетра-орто фазовый переход, который происходит при насыщении кислородом, не завершается полностью.

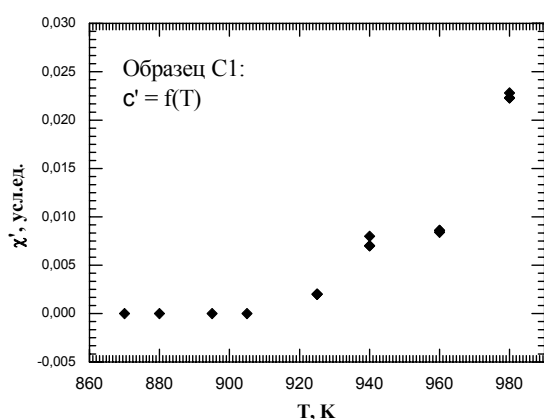


Рис. 1. Зависимость магнитной восприимчивости образца Y123 от температуры высокотемпературного отжига.

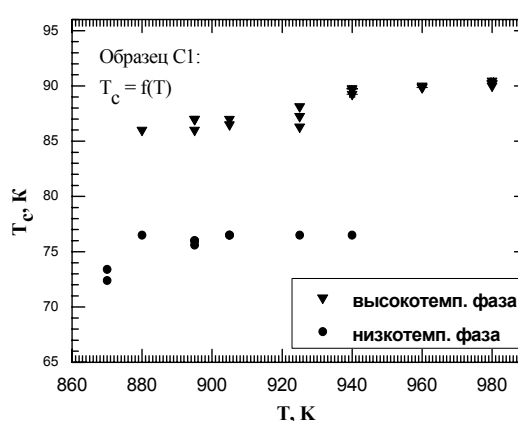


Рис. 2. Зависимость T_c образца Y123 от температуры высокотемпературного отжига.

МИКРОСТРУКТУРА ЗОНЫ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ – НИКЕЛЬ

Хазгалиев Р.Г.^{1,2}, Мухаметрахимов М.Х.¹, Имаев М.Ф.^{1,2}, Мулюков Р.Р.^{1,2}

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

sloth.usatu@gmail.com

Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью сопровождается образованием хрупких интерметаллидных фаз на основе Fe–Cr–Ti и Fe–Ti и возникновением остаточных напряжений из-за несоответствия коэффициентов термического расширения соединяемых материалов [1]. Одним из способов преодоления этой проблемы является использование никелевой прокладки [2].

Для соединения титанового сплава ПТ-3В с нержавеющей сталью 12Х18Н10Т в данной работе использовали фольгу из никеля марки НП2 толщиной 0,3 мм. Сварку проводили в модернизированной вакуумной установке ИМАШ 20–78 в интервале температур 650–750°C. Отжиг после сварки проводили в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1. После экспериментов были проведены механические испытания, результаты которых опубликованы в работе [3].

В данной работе более подробно исследована зона соединения титановый сплав – никель. Она состоит из семи слоев. Три из них являются однофазными и представляют собой слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃. Остальные четыре слоя являются двухфазными. Обнаружено, что после соединения при высоких температурах в зонах фаз Ti₂Ni и TiNi₃ образуется равномерно распределенные микротрещины. В зоне TiNi трещин не обнаружено. Обсуждаются причины возникновения трещин и пути их устранения.

1. Ghosh M., Bhanumurthy K., Kale G.B., Krishnan J., Chatterjee S. Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel, *Journal of Nuclear Materials*, 2003, №322, pp. 235–241;
2. Kundu S., Ghosh M., Chatterjee S. Reactive Diffusion Bonding Between Commercially Pure Titanium and 304 Stainless Steel Using Nickel Interlayer, *ISIJ International*, 44, 2004, № 11, pp. 1882–1887;
3. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Лутфуллин Р.Я. «Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через наноструктурированную прослойку из никелевого сплава», *Перспективные материалы*, 2011, с. 529.

ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КЕРАМИКИ Y123 С БИМОДАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Имаев М.Ф.^{1,2}, Кабирова Д.Б.¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

marcel@imsp.ru

Известно, что плотность транспортного критического тока в ВТСП керамике YBa₂Cu₃O_{7-x} (Y123) сильно зависит от разориентировок зерен, поэтому для достижения высоких сверхпроводящих свойств необходимо получить острую кристаллографическую текстуру. Перспективным методом получения острой текстуры в

объемной керамике Y123 является горячая деформация кручением под давлением [1]. К настоящему моменту достаточно подробно исследовано влияние режимов деформации на микроструктуру и текстуру, получены образцы с уровнем базисной текстуры $F = 0,965$. Обнаружены два основных механизма формирования текстуры: 1) проскальзывание друг относительно друга зерен пластинчатой формы и 2) направленный рост пластин [2]. Для получения более острой текстуры представляется необходимым усилить вклад направленного роста пластин. Поскольку движущая сила роста зерен связана с разницей в размере растущих и поглощаемых зерен, то одним из путей усиления вклада направленного роста зерен является использование керамики с исходно бимодальной микроструктурой.

В данной работе для получения бимодальной микроструктуры смешивали порошки Y123 различной зернистости. Далее порошки компактировали в таблетки $\varnothing 10$ мм и $h = 2$ мм и спекали при $T = 900^\circ\text{C}$, 5 ч. Деформацию методом кручения под квазигидростатическим давлением осуществляли на машине сложного нагружения У10/КС50. Режим деформации: температура деформации $900\text{--}1010^\circ\text{C}$, скорость кручения $\omega = (0,5\text{--}4) \times 10^{-4}$ об/мин, угол кручения $\alpha = 5\text{--}90^\circ$, давление 10 МПа. Степень базисной текстуры оценивали методом Лотгеринга (фактор F) [3].

В работе приводятся результаты исследования особенностей эволюции микроструктуры и текстуры при деформации образцов Y123 с исходно бимодальной микроструктурой. При определенных режимах деформации обнаружено формирование очень острой базисной текстуры ($F > 0,97$).

1. Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124–129.
2. Имаев М. Ф., Кабирова Д.Б., Букреева В.А., Хазгалиев Р.Г. Влияние типа исходной микроструктуры на формирование базисной текстуры ВТСП керамики при горячей деформации // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 25–30.
3. Lotgering F. K. Topotactical reactions with ferrimagnetic oxides having hexagonal crystal structures-I // J. Inorg. Nucl. Chem. 1959. Vol.9. P. 113–123.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТЕКСТУРУ ВТСП КЕРАМИКИ Bi(Pb)2223

Пархимович Н.Ю.¹, Имаев М.Ф.^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Башкирский государственный университет, Уфа

kolyan-ufalug@yandex.ru

Керамика $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10}$ {Bi(Pb)2223}, благодаря своей нетоксичности и высокой температуре сверхпроводящего перехода ($T_c = 105\text{--}110$ К) перспективна для практического применения как в качестве лент и проводов, так и в виде объемных изделий. Из Bi(Pb)2223 могут быть изготовлены магнитные подшипники, накопители энергии, компактные ограничители тока короткого замыкания в электрических цепях, моторы и генераторы с высоким КПД и низким уровнем шума.

Плотность транспортного критического тока сильно зависит от разориентировки зерен, поэтому для достижения высоких сверхпроводящих свойств необходимо получить острую текстуру. В то время как провода и ленты получают методом «порошок в трубе» в сочетании с одноосным сжатием, для получения тексту-

рованного объемного материала целесообразно применять горячую деформацию методом кручения под квазигидростатическим давлением [1,2].

В данной работе образцы Bi(Pb)2223 в форме таблеток подвергали деформации кручением под давлением на машине сложного нагружения. Условия деформации следующие: осевая нагрузка 2500 Н, интервал температур деформации 855–930°C, интервал скоростей кручения $4\text{--}17 \times 10^{-4}$ об/мин, интервал углов кручения 5–90°.

Обнаружено, что режим деформации оказывает сильное влияние на размер колоний зерен, фазовый состав и текстуру керамики. Деформация в метастабильной области температур ($T > 870^\circ\text{C}$) сопровождается выделением мелких частиц вторичных фаз в результате частичного распада матричной фазы Bi(Pb)2223. Проведен качественный и количественный анализ формирующихся частиц. Установлено, что максимум текстуры формируется в метастабильной температурной области. Исследовано влияние скорости кручения на параметры структуры и текстуру керамики Bi(Pb)2223.

1. Imayev M.F., Daminov R.R., Reissner M., Steiner W., Makarova M.V., Kazin P.E. Microstructure, texture and superconducting properties of Bi2212 ceramics, deformed by torsion under pressure // Physica C. 2007. Vol. 467. P. 14-26.
2. Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124-129.

АЛГОРИТМ ВЫДЕЛЕНИЯ ВИХРЕВЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМОМ МАТЕРИАЛЕ

Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

vvk@ispms.tsc.ru

Исследование пластического течения материала при механическом воздействии характеризуется векторным полем необратимых смещений. Хотя поведение твёрдого деформируемого тела отличается от поведения жидкости или газа, в нём также могут формироваться и развиваться вихревые структуры. Метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) позволяет эффективно исследовать неоднородности деформации материала и её эволюцию.

Вихрем будем считать такой характер плоского течения, когда вектор смещения нормален своему радиус-вектору, проведённому из его центра, а циркуляция по линиям тока отлична от нуля. Этому определению соответствует условие $x'u_x + y'u_y = 0$, где x' , y' – координаты радиус-вектора в локальной системе координат $X'OY'$, ix , iy – проекции вектора. При обработке данных эксперимента возникает задача идентификации этого вихря, определения его размеров и центра.

Моделирование было выполнено на примере вихревого поля с постоянной амплитудой u_0 , имеющего вид $\vec{u} = u_0 \vec{e}_\varphi$, где $\vec{e}_\varphi$ – тангенциальный орт в локальной полярной системе координат.

Для поиска центра вихря выполнялось сканирование в пределах всего векторного поля с глобальной системой координат XOY квадратными участками раз-

мером $R \times R$. В каждом текущем положении (i, j) в пределах участка рассчитывались значения функционала d , который имеет вид

$$d_{i,j} = \left| \left\{ \sum_{i'=1}^R \sum_{j'=1}^R [x'(i') \cdot ux_{i,j}(i', j') + y' \cdot uy_{i,j}(i', j')] \right\} \right|.$$

На рисунке приведено его пространственное распределение. Видно, что существует область с минимальными значениями функционала, которая имеет вид наклонного отрезка. Размер этого отрезка равен диаметру вихря, а его середина соответствует координатам центра вихря. Угол наклона отрезка определяется направлением вращения.

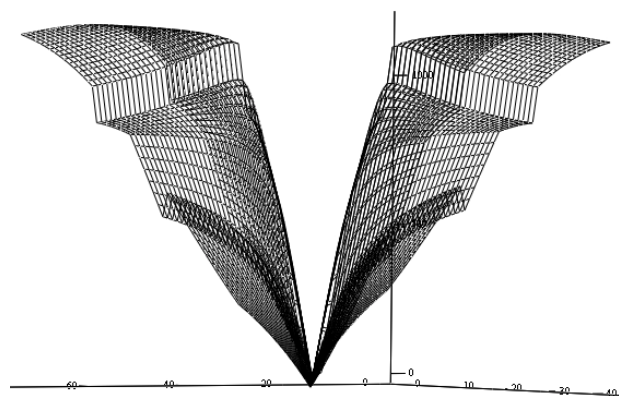


Рис. Пространственное распределение функционала d . $R = 15$, $u_0 = 1$

Использование модуля позволяет свести задачу к поиску экстремума. Значения функционала, отличные от минимального, связаны с тем, что радиус-вектор отсчитывается не от центра вращения. Легко также показать, что постоянная составляющая векторного поля добавляет некоторую константу к значению функционала и поэтому не влияет на его работу.

Данный подход имеет общий характер, не зависит от других характеристик вихря и показал свою работоспособность для векторных полей, полученных методом КЦИ.

МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДЕФЕКТНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 10Г2С

Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Солодушкин А.И., Егоров В.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

vvk@ispms.tsc.ru

Экспериментальные исследования выполнены в условиях, близких к повторно-статической усталости по схеме одноосного циклического растяжения. Нагрузка соответствовала многоциклового усталости ($\sigma = 95 \pm 95$ МПа), однако разрушение произошло на два порядка раньше вследствие наличия дефекта, вызвавшего появление усталостной трещины с самого начала нагружения.

Сварное соединение (СС) изготавливали встык из пластин толщиной 8 мм. Плоские образцы размером $81 \times 4,2 \times 0,7$ мм с поперечным швом вырезали из среднего слоя СС. Изображения поверхности, полученные с помощью микроскопа Axiovert ($\times 50$), регистрировали камерой Infinity 1M (1280×1024 , 8 разрядов) и записывали в компьютер. Измерение векторных полей необратимых смещений производили методом корреляции цифровых изображений.

Эволюция пространственного распределения деформации вдоль средней линии образца показана на рисунке. В процессе разрушения можно выделить три стадии. Первая ($0 \leq \lambda < 0,2$) связана с движением дислокаций на фронте полос Чер-

нова-Людерса. Здесь $\lambda = N/N_{\Sigma}$ – циклическое отношение ($N_{\Sigma} = 3530$). При этом скорость трещины падает – она не столько развивается в длину, сколько происходит активное раскрытие берегов. Вторая стадия ($0,2 \leq \lambda < 0,7$) обусловлена истощением запаса пластичности по всем концентраторам деформации (полоса Чернова-Людерса, трещина, сварное соединение, структурные неоднородности основного материала и др.), которые работают одновременно. Стадия характеризуется стабильным ростом трещины. На последней стадии ($0,7 \leq \lambda < 1$) развитие разрушения определяется преимущественно трещиной, скорость которой быстро возрастает.

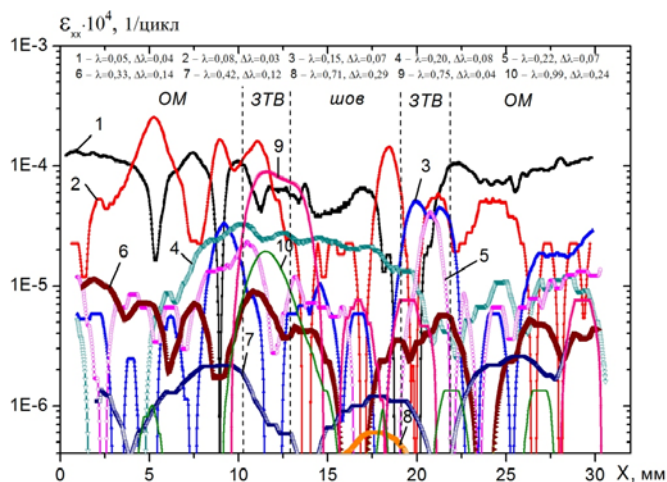


Рис. Эволюция деформации $\varepsilon_{xx}(X, \lambda)$

Видно, что течение имеет очень неоднородный характер в масштабе образца и во времени, а его амплитуда в пределах первых двух стадий существенно снижается. Скачкообразно переключаясь из одной области в другую, оно охватывает те области материала, где ранее деформация была сравнительно незначительной.

Таким образом, развитие трещины, имеющейся в исходном материале, задерживается концентраторами деформации различного масштаба.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ РЕАГИРУЮЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ ЛЕСА НА НАПРЯЖЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗОВАННЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Зголич М.В., Куринная Р.И., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, zgolich@sibmail.com

При взаимодействии притягивающихся дислокаций некомпланарных систем скольжения, образуются дислокационные соединения, которые еще называют зоной рекомбинации дислокаций или комбинированной дислокацией. Дислокационные соединения, являясь одними из наиболее прочных препятствий аттермического характера, вносят значительный вклад в сопротивление движению дислокаций. В свою очередь дополнительное напряжение, необходимое для преодоления таких препятствий, вносит вклад в напряжение течения.

При исследовании контактных взаимодействий дислокаций некомпланарных систем скольжения принято дислокации первичной системы скольжения называть скользящими дислокациями, а дислокации во вторичных системах скольжения – дислокациями леса.

Одними из важных параметров дислокационной конфигурации, полученной в результате взаимодействия дислокаций, являются угол наклона скользящей дислокации α и угол наклона дислокации леса φ к линии пересечения плоскостей реагирующих дислокаций. Наибольший угол наклона дислокации леса φ , при котором дислокационное соединение еще образуется называют углом стабильности $\hat{\varphi}$.

Для расчетов взаимодействий скользящей дислокации QP и дислокации леса NM , введены параметры пересечения реагирующих дислокаций $\gamma_g = QO/QP$ и $\gamma_f = NO/NM$, где точка O – точка пересечения дислокаций QP и NM . Значения параметров γ_g и γ_f варьируется от 0.1 до 0.9.

В данной работе представлены исследования дислокационной реакции $\overrightarrow{BA}, d + \overrightarrow{AD}, c = \overrightarrow{BD}, c$, в случае оси деформации $[100]$, плотности дислокаций $\rho = 10^{13} \text{ м}^{-2}$, модуля сдвига $G = 5,46 \cdot 10^4 \text{ МПа}$, модуля вектора Бюргерса – $b = 2,5 \cdot 10^{-10} \text{ м}$. Расчеты проведены для фиксированного значения угла наклона α скользящей дислокации к линии пересечения реагирующих плоскостей, $\alpha = 10^\circ$. Угол наклона дислокации леса к линии пересечения реагирующих плоскостей $\varphi = 10^\circ \div 50^\circ$ ($\hat{\varphi} = 56^\circ$).

По результатам расчетов выявлено, что менее прочными являются соединения образованные в случае наклона дислокации леса к линии пересечения плоскостей скольжения под углами φ близких по значению к угла стабильности $\hat{\varphi}$. Наиболее прочные соединения образуются в случае равенства углов наклона реагирующих дислокаций ($\alpha = \varphi$) к линии пересечения плоскостей скольжения. Для малых значений угла наклона дислокации леса φ к линии пересечения плоскостей скольжения ($\varphi = 10^\circ$, $\varphi = 20^\circ$) наиболее прочные соединения образуются в случае равенства параметров пересечения $\gamma_g = \gamma_f$, то есть в случае дислокационных конфигураций, геометрия которых близка к симметричной относительно линии соединения.

1. Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А.// Изв. Вузов Физика, 2004.– №7.– С.19-25.
2. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И.// Изв. Вузов Физика, 2009.– №3.– С.25-30.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ КЕРАМИК ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ

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

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

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описана эволюция структуры керамики Al_2O_3 в процессе высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС).

В качестве объекта исследования выступали порошки $\alpha-Al_2O_3$ дисперсностью $0.85 \div 1.0 \text{ мкм}$. ЭИПС проводилось при температурах до $T = 1400^\circ\text{C}$; длительность спекания не превышала $t = 45 \text{ мин}$; скорость набора температуры $V_n = 100 \div 2500^\circ\text{C/мин}$. Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания в воде. Анализ микроструктуры образцов проводился с помощью растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Твердость по Викерсу (H_V) измерялась при нагрузке 9.8 Н , трещиностойкость (K_{IC}) определялась по методу Палмквиста.

Анализ структуры образцов полученных при $V_n = 100$ °С/мин показывает, что консолидация порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ начинается при температуре $T = 1260$ °С, а уплотнение керамики, связанное с процессами спекания частиц порошка друг к другу, заканчивается при $T = 1350$ °С. Дальнейшее уплотнение керамики связано с процессами рекристаллизации, приводящими к увеличению размера зерна (от 2 до 4 мкм) и появлению зерен аномального роста (до 40 мкм).

Керамика Al_2O_3 полученная при $T = 1440$ °С, $V_n = 100$ °С/мин и выдержке в течение 1 мин, имеет размер зерна $d = 7$ мкм, плотность $\sim 99.5\%$ ($\rho = 3.970$ г/см³), твердость $H_V = 16.7$ ГПа, трещиностойкость $K_{IC} = 3.0$ МПа·м^{1/2}. Выдержка в течение 3 мин приводит к увеличению размера зерна до $d = 10$ мкм, увеличению плотности до 99.7% и снижению твердости и трещиностойкости до $H_V = 16.5$ ГПа и $K_{IC} = 2.8$ МПа·м^{1/2}, соответственно. Увеличение времени выдержки до 30 мин приводит к формированию крупнозернистой высокоплотной структуры ($d = 250$ мкм, $\rho \sim 99.9\%$), а также к снижению H_V и K_{IC} до 15.8 ГПа и 1.1 МПа·м^{1/2}, соответственно.

Исследование влияния скорости ЭИПС на параметры структуры и физико-механические свойства оксида алюминия показывает, что нагрев порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ со скоростью $V_n = 2500$ °С/мин позволяет сформировать мелкозернистую структуру ($d = 1.5$ мкм) и получить керамику с высокими прочностными характеристиками (твердость $H_V = 20$ ГПа, трещиностойкость $K_{IC} = 3.6$ МПа·м^{1/2}).

В работе описаны результаты экспериментальных исследований влияния частиц активаторов (MgO , Y_2O_3) и нано- и ультрадисперсных упрочняющих частиц SiC на кинетику консолидации Al_2O_3 -керамики при ЭИПС, а также результаты исследований физико-механических свойств нанокомпозитов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$ с разным содержанием упрочняющих частиц. Проведен анализ влияния температурно-скоростных режимов ЭИПС (скорость нагрева и охлаждения, температура и время спекания, величина приложенного давления, ступенчатые режимы отжига) на структуру и свойства дисперсно-упрочненных керамик.

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

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

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

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

**Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва*

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процесса консолидации наноразмерных порошков чистого карбида вольфрама WC и твердых сплавов на его основе методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС).

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки WC и ингибиторы TaC и VC с размером частиц 60, 10 и 80 нм, соответственно. Нанопо-

рошки карбидов были получены методом плазмохимического синтеза. Составы WC-Co были получены восстановлением солей кобальта, осажденных на частицы карбида вольфрама из раствора. ЭИПС осуществлялось на установке «DR. SINTER model SPS-625» (SPS SYNTEX INC. Ltd., Япония).

Исследованы режимы спекания чистого карбида вольфрама в интервале температур от 1400 до 1950 °С, при скоростях нагрева от 25 до 2400 °С/мин. Показано, что при $T = 1800^\circ\text{C}$ близкая к теоретической плотность достигается при нагреве со скоростью 500°С/мин. При более высоких скоростях нагрева плотность снижается, проходя через максимум при $T = 1700^\circ\text{C}$. Получены образцы с рекордной твердостью 3180–3500 H_v ($K_{1c} = 5.2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$). Средний размер зерна лежит в интервале от 90 до 150 нм. Установлено, что при скорости нагрева меньше 100°С/мин наблюдается повышенная трещиностойкость образцов при меньших значениях твердости (2470 H_v , $K_{1c}=6.7 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

Определены зависимости плотности, твердости и параметров зеренной структуры сплавов WC–8 вес%Co с ингибиторными добавками VC и TaC от температуры спекания, скорости нагрева и времени выдержки. Показано, что зависимость плотности от температуры спекания носит немонотонный характер: максимум плотности достигается при температуре твердофазного спекания 1100 °С, а время выдержки не оказывает существенного влияния на плотность. Значения твердости коррелируют с величиной плотности полученных образцов.

Показано, что в сплаве WC–8Co–VC сформирована бимодальная структура с крупными ($d_I \sim 2\div 3 \text{ мкм}$) и мелкими ($d_{II} \sim 0.2\div 0.3 \text{ мкм}$) зернами, объемная доля которых зависит от температуры и режимов спекания. В сплаве WC–8Co–TaC сформирована более однородная структура ($d_I \sim 1\div 2 \text{ мкм}$, $d_{II} \sim 0.3\div 0.4 \text{ мкм}$).

Проведены исследования механических свойств твердых сплавов. Показано, что метод ЭИПС позволяет получать наноструктурированные твердые сплавы системы WC-Co с добавками нанокарбидов TaC и VC, обладающие уникальным сочетанием свойств «твердость-трещиностойкость»: в сплаве WC–10Co–1VC сформирована однородная структура с размером зерна 150–200 нм и повышенными механическими свойствами (1710 H_v , $K_{1c}=12.6\text{--}13 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

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

МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бутусова Е.Н., Вирясова Н.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород
nokhrin@nifti.unn.ru

Исследованиям коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) сталей посвящено большое число работ, однако известные экспериментальные данные носят противоречивый характер: в ряде работ отмечено отсутствие выраженного силового порога КРН ($\sigma_{крн}$) для трубных сталей, в то же время в других работах

показано, что $\sigma_{крн}$ современных трубных сталей превышает половину предела текучести. Наблюдаются противоречия и в понимании влияния параметров структуры и уровня старения трубных сталей на их склонность к КРН.

В работе описана модель зарождения трещины КРН, в соответствии с которой предполагается, что время инкубационного периода ($\tau_{инк}$) КРН сталей определяется скоростью накопления дефектов на границах зерен феррита в процессе микропластической деформации и может быть оценено с помощью соотношения: $\tau_{инк} = \varepsilon^* / \dot{\varepsilon}_v$, где ε^* – критическая степень локальной микропластической деформации, накопление которой необходимо для зарождения микротрещины ($\varepsilon^* \sim 1 \div 10\%$), $\dot{\varepsilon}_v$ – скорость микропластической деформации, которая лимитируется скоростью движения дислокаций в поле равномерно распределенных точечных препятствий и экспоненциально зависит от величины приложенного напряжения (σ): $\dot{\varepsilon}_v = \dot{\varepsilon}_0 \exp\{-\Delta F / kT[1 - (\sigma - \sigma_0) / \sigma^*]\}$. (Здесь σ_0 – предел макроупругости, $\Delta F / kT$ – свободная энергия преодоления препятствий, $\dot{\varepsilon}_0$ – предэкспоненциальный множитель, σ^* – напряжение течения материала при $T = 0$ К).

Наиболее важным следствием из предложенной модели является вывод о том, что КРН трубных сталей происходит лишь при рабочих напряжениях, превышающих величину предела макроупругости стали – при $\sigma_{раб} > \sigma_0$ возникает поток дислокаций на границы зерен феррита, интенсивность которого (I) равна: $I = \xi \dot{\varepsilon}_v / b$, где ξ – геометрический коэффициент, зависящий от степени однородности потока решеточных дислокаций, b – вектор Бюргерса. Бомбардировка границы зерна потоком дислокаций приводит к накоплению дефектов и, при достижении некоторой критической плотности накопленных дислокаций (достижения ε^*) – к образованию микротрещины в стыке зерен.

Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными по исследованию КРН в трубных сталях. Установлено, что предел макроупругости стали является пороговым напряжением для процесса КРН – сопоставление пороговых значений $\sigma_{крн}$ с параметрами механических свойств показывает, что $\sigma_{крн}$ с хорошей точностью соответствует величине предела макроупругости σ_0 , а КРН трубных сталей развивается лишь в области микропластической деформации. Показано, что старение стали в процессе длительной эксплуатации приводит к уменьшению $\tau_{инк}$ и снижению $\sigma_{крн}$.

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

О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРЕДЕЛЬНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород
nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований процесса деформационного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве

объектов исследования использовались металлы (медь, никель, титан, железо, алюминий), а также медные, алюминиевые, железные, титановые и магниевые сплавы, субмикроструктурная (СМК) структура в которых была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП ($T_{\text{ркуп}}$) варьировалась в интервале от 20 до 500 °С.

Установлено, что зависимость $d^*(T_{\text{ркуп}})$ имеет двухстадийный нелинейный, близкий к экспоненциальному характер, причем интенсивность изменения d^* с повышением $T_{\text{ркуп}}$ существенно отличается для ОЦК- и ГЦК-металлов. Установлено, что в области температур выше некоторой критической температуры T_1 , которую условно можно назвать температурой рекристаллизации при РКУП, величина d^* нарастает с увеличением $T_{\text{ркуп}}$ весьма интенсивно. Продemonстрировано увеличение температуры плавления металла, соответствующее понижению гомологической температуры ИПД, приводит к уменьшению величины d^* . Показано, что d^* существенно зависит от концентрации легирующих элементов, находящихся в твердом растворе сплава.

Построена модель, позволяющая вычислять величину d^* , который может быть получен методом РКУП. Проведен анализ силовых и энергетических условий процесса диспергирования зерен при ИПД. Показано, что процесс деформационного диспергирования структуры металлов может быть описан как аккомодационный процесс, осуществляющийся под действием внутренних напряжений и обеспечивающий релаксацию запасенной в процессе ИПД упругой энергии (связанной со стыковыми дисклинациями). Рассмотрен альтернативный (по отношению к фрагментации) механизм аккомодации стыковых дисклинаций – диффузионный массоперенос и показано, что при определенных условиях этот процесс может оказаться более эффективным чем фрагментация, и, несмотря на продолжающуюся деформацию, возможно прекращение «измельчения» зеренной структуры - появляется предел деформационного измельчения зерен, который не может быть уменьшен при заданных условиях ИПД материала. В рамках предложенной модели получены выражения, описывающие зависимость d^* от скорости и температуры ИПД. Проведено сопоставление результатов расчетов с данными по широкому кругу СМК материалов.

На основе разработанной модели обсуждаются литературные данные по диспергированию металлов, подход к описанию и анализу процесса диспергирования с использованием параметра Зинера-Холломона (Z) и, в частности необходимость привлечения представлений о развитии процессов динамической рекристаллизации при ИПД.

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

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Мелехин Н.В., Смирнова Е.С.,
Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Копылов В.И.

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

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований термической стабильности зеренной структуры, а также особенности изменений прочности и удельного электросопротивления (УЭС) при отжиге субмикрокристаллических (СМК) сплавов систем Cu–Cr и Cu–Cr–Zr, структура которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Изучено влияние легирующих элементов и частиц второй фазы на термическую стабильность СМК сплавов системы Cu–Cr. Исследовано влияние малых добавок хрома на температуру рекристаллизации и термическую стабильность механических свойств СМК бронз. На основе анализа данных по прочности и УЭС рассчитаны зависимости размера и объемной доли дисперсных частиц второй фазы от температуры и времени отжига СМК бронз различного состава. Показано, что процессы выделения и роста частиц второй фазы в СМК сплавах контролируются диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен.

Предложена модель распада твердого раствора в СМК сплавах, в рамках которой описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на границах зерен) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае параллельного протекания процессов возврата и рекристаллизации.

Предложена модель расчета температуры рекристаллизации в СМК сплавах, в рамках которой предполагается, что температура рекристаллизации контролируется скоростью роста дисперсных частиц в объеме и по неравновесным границам зерен СМК сплавов. Получены выражения, описывающие зависимость температуры рекристаллизации от времени отжига, размера зерна, диффузионных свойств границ зерен, размера, объемной доли и характера пространственного распределения нанодисперсных частиц второй фазы, а также от термодинамических и кристаллографических параметров сплава.

На основе моделей рассчитаны оптимальные режимы низкотемпературной термической обработки, обеспечивающие решение задачи создания СМК медного сплава с одновременно повышенными характеристиками прочности и проводимости. Эффективность разработанных моделей продемонстрирована на примере СМК сплава Cu–0.8Cr–0.05Zr, в котором обеспечена повышенная твердость (220–225 Н_V), электропроводность (УЭС не менее 80% от УЭС чистой меди) и термическая стабильность (температура разупрочнения более 450 °С).

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

АНАЛИЗ ВКЛАДОВ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ДЕФЕКТОВ В ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ

Корзникова Е. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

helenne@yandex.ru

Метод измерения электросопротивления при криогенных температурах является одним из наиболее точных и распространенных методов исследования термостабильности металлов после деформационного воздействия. Кроме того, он может применяться и для определения вкладов различных типов дефектов в дефектную структуру материала. Разделение вкладов может производиться как с учетом различных интервалов температур отжига для разных типов дефектов, так и с привлечением других методов анализа в случае, если отжиг различных дефектов происходит одновременно.

В данной работе методом резистометрии при температуре жидкого гелия были исследованы образцы чистого никеля деформированного кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Степень деформации составила $\gamma = 1-120$, $\gamma = 2\pi rN/d$, где γ – степень сдвиговой деформации, N – число оборотов, r – средний радиус, d – толщина образца. Величина давления – 4 ГПа. Измерения после изохронных отжигов, интервал температур отжига 50–350 °С с шагом 25 °С. Зависимости электросопротивления от температуры имеют вид обычной s-кривой. Наиболее интенсивное падение наблюдается в интервале температур 250–300 °С для $\gamma \approx 2,3$ и 175–250 °С для $\gamma \approx 11-48$. Полученные значения электросопротивления согласно правилу аддитивности были представлены как сумма вкладов от сопротивления идеально кристалла, сопротивления границ зерен, сопротивления дислокаций и сопротивления точечных дефектов. Вклад сопротивления границ зерен был рассчитан исходя из значений удельного сопротивления границ зерен и общей площади границ зерен в единице объема образца. Для расчета удельного сопротивления границ зерен образцы никеля 99,998% чистоты отжигали при температурах 300, 400, 600, 800 °С в течение 30 минут, после чего производили структурную аттестацию. Вклад границ зерен в общее электросопротивление для всех степеней деформации составил не более 10%. Вклад дислокаций в сопротивление определяли как плотность дислокаций (рассчитанная из уширения рентгеновских пиков) на удельное сопротивление единицы длины дислокации. В работе [1] показано, что более 95% рассеяния электронов происходит на ядрах дислокаций, что подтверждает правомерность такого подхода. Отжиг точечных дефектов в никеле после интенсивной деформации происходит в интервале температур. Падение электросопротивления в интервале температур 50–150 °С [2] было отнесено к отжигу отдельных точечных дефектов. Разница между общей величиной электросопротивления и суммы вышеописанных вкладов была отнесена к вкладу еще одного типа дефектов – вакансионных комплексов [2]. В целом, метод резистометрии при криогенных температурах в комбинации с другими методами позволяет выделить вклады различных типов дефектов в дефектную структуру материала, а также наблюдать кинетику их изменения при увеличении степени деформации.

1. Watts B.R. // Dislocation in Solids /— Amsterdam : Elsevier, 1989. — V. 8
2. D.Setman, E. Schafler, E. Korznikova, M. Zehetbauer. // Materials Science and Engineering: A, 2008, V. 493, Issues 1-2, P 116-122

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В НИКЕЛЕ, ПОДВЕРГНУТОМ ДЕФОРМАЦИИ НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Корзникова Е.А.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Тюменцев А.Н.^{2,3}

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

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

³*Томский государственный университет, Томск, Россия*

helenne@yandex.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведено изучение особенностей структурной эволюции никеля высокой (99,998 %) чистоты при интенсивной пластической деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением. Образцы в форме дисков были деформированы на 0.1, 0.5, 1, 2 и 5 оборотов при комнатной температуре. Структурные исследования проведены на тонких фольгах, приготовленных из сечений параллельных и перпендикулярных плоскости наковален. Контроль изменения механических свойств осуществлялся путем измерения параметров микротвердости на различных этапах деформационного воздействия.

Исследования показали, что после 0.1 оборота в материале идут интенсивные процессы развития дислокационной субструктуры в виде формирования ячеек, дислокационных стенок и сеток, увеличения плотности дислокаций внутри и на границах зерен. При этом в центральной и периферийной частях образца наблюдается незначительное различие в параметрах микротвердости, достигающих 2.32 и 2.49 ГПа, соответственно.

После 0.5 оборотов формируется сильно анизотропное структурное состояние, размеры зерен в направлении плоскости наковален достигают нескольких сот нм, в то время как в направлении оси кручения их размеры, как правило, не превышают 100–150 нм. Наблюдается увеличение разницы в значениях микротвердости в центральной и периферийной части образца, которые достигают 2.89 и 3.48 ГПа, соответственно.

В интервале деформаций от одного до пяти оборотов основные структурные изменения связаны с протеканием, на фоне предварительно сформированной анизотропной структуры, процессов типа динамической рекристаллизации с последующим двойникованием внутри формирующихся зерен. С применением методики анализа дискретных и непрерывных разориентировок проведено детальное исследование тонкой дефектной структуры наноразмерных двойников с измерением параметров кривизны кристаллической решетки, как двойников, так и окружающей матрицы.

В целом исследования показали, что после кручения на 5 оборотов в материале формируется сложное субмикрокристаллическое состояние, характеризующееся высокой структурной неоднородностью. Наблюдается перемежение участков с анизотропным структурным состоянием с почти бездефектными зернами (размером от 0.05 до 1 мкм) и зернами содержащими двойники деформации. При этом параметры микротвердости в центральных и периферийных областях практически выравниваются, достигая 3.47 и 3.59 ГПа.

Проведено обсуждение характерных для каждого этапа деформационного воздействия механизмов пластической деформации и фрагментации кристаллической решетки. Проанализированы особенности их кооперативной реализации и влияние на параметры микроструктуры и уровень механических свойств никеля высокой чистоты.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ С ИМПЛАНТИРОВАННЫМ МЕТАЛЛОМ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

ОПТИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина

Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

В [1–4] разработан принципиально новый способ определения ориентационных изменений в поликристаллических образцах в процессе пластической деформации. Основой метода служит, обнаруженный авторами, эффект дифракции белого света на квазипериодической структуре поверхности образца, возникающей после химического травления. Использование специального освещения, цифровой фотокамеры с высокочувствительной матрицей и компьютера позволяет регистрировать, так называемые, цветовые ориентационные карты поверхности поликристаллических образцов, где цвет определяется характером квазипериодической структуры и ее ориентацией относительно направления освещения. Таким образом, изображение поверхности отдельных, различным образом ориентированных, зерен, имеющей вследствие анизотропии различный характер квазипериодического рельефа, окрашивается в различный цвет. Изменение в процессе пластической деформации ориентации всего зерна или его частей (например, при образовании блочной или переориентированной структуры), приводит к изменению цвета их изображения. Анализ этого изменения в цветовом пространстве *RGB* позволяет проследить за ориентационными изменениями, происходящими в процессе деформирования образца с периодом 0,03 с.

Результаты, полученные в настоящей работе, показывают, что использование для анализа цветовых ориентационных карт поверхности образца вместо цветового пространства *RGB*, содержащего 16,7 млн. оттенков, цветовых пространств *R*, *G* и *B*, каждое из которых содержит 255 оттенков, позволяет надежно определить средний размер блоков или переориентированных фрагментов, распределение их по размерам, а также изменение этих характеристик в процессе деформирования образца.

1. Патент 93021 Україна, МПК G01N 21/00, G01N 21/17, G01N 33/20. Спосіб визначення кристалографічної орієнтації зерен на поверхні полікристалічного зразка / Бадіян Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р.; – № а 2010 02923; заявл. 15.03.10; опубл. 27.12.10, Бюл. №24.
2. Патент 89743 Україна, МПК G01B 11/16. Спосіб контролю орієнтаційних змін у кристалічних матеріалах *in situ* в процесі зовнішнього впливу / Бадіян Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В.; – № а 2009 06455; заявл. 22.06.09; опубл. 25.02.10, Бюл. №4
3. E.E. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. Shehovtsov, R.V. Shorinov, T.R. Zetova. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic Deformation of Polycrystalline Specimens of Aluminum // *Inorganic Materials*. - 2011. -№15. -p. 1663-1667.
4. Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р. Оптическая методика исследования *in situ* ориентационных и структурных изменений, сопровождающих пластическую деформацию поликристаллических образцов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76. – № 8. – С. 34 – 38.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ДВУМЕРНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛА

Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

mur611@mail.ru

Хорошо известно, что границы зерен в металлах, обладая повышенным свободным объемом и измененным химическим потенциалом, могут играть роль стоков примесных атомов, которые, в свою очередь, существенно изменяют свойства границ. Известны примеры как отрицательного, так и положительного влияния сегрегаций на прочность металлов, однако до сих пор преимущественно изучались вредные сегрегации, приводящие к зернограничному охрупчиванию или снижению коррозионной стойкости. Это связано с тем, что для возникновения и распространения трещины достаточно иметь в материале лишь одну слабую границу, в то время как эффект сегрегационного упрочнения может стать заметным лишь при наличии достаточно плотной сетки границ.

Представляется важным исследовать поведение неравновесных сегрегаций при зарождении и движении границ зерен и дислокаций в поле напряжений, в то время как на сегодняшний день апробированные теории существуют только для равновесных или слабо-неравновесных сегрегаций, контролируемых диффузионными процессами. Работая с конкретными системами, экспериментаторам бывает нелегко установить общую картину явления. Таким образом, целью настоящей работы является изучение методом молекулярной динамики, с использованием двумерной модели поликристалла с наноразмерными зернами, движения примесных атомов в ходе активной пластической деформации, исходно находящихся либо в твердом растворе, либо на границах зерен.

Исходная двумерная структура поликристалла состояла из 40 зерен размером 30 нм. Данная структура была хорошо отрелаксирована, и в нее внедрялись примесные атомы, доля которых составляла 10%. Внедрение примесных атомов осуществлялась тремя способами. Первый заключался в том, что примеси внедрялись только по границам зерен, второй – внедрение примесных атомов проводилось равномерно по всему объему, и третий способ – 50% примесных атомов располагались по границам зерен и 50% по объему материала.

Для моделирования использованы модельные парные потенциалы описывающие три вида взаимодействий: ϕ_{AA} - взаимодействие между атомами твердого раствора, ϕ_{BB} - между примесными атомами, ϕ_{AB} - взаимодействие между атомами твердого раствора и примесными атомами. Было исследовано влияние силы взаимодействия между атомами на диффузионную перестройку атомной структуры. Вариации взаимодействия между атомами были следующими $\phi_{BB} = \alpha\phi_{AA}$, $\phi_{AB} = \beta\phi_{AA}$, где α и β от 0.5 до 2.0. Показано, что при малых значениях $\beta < 1.0$ наблюдается образование кластеров из примесных атомов, при этом следует отметить, что когда $\alpha < 1.0$, кластеры преимущественно образуются в области границ зерен и тройных стыков. В то время как при $\alpha > 1.0$ и $\beta < 1.0$ кластеры образуются как по границам, так и в объеме зерен.

ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ НАНО - И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВАКУУМНЫЕ ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Зубков А.И., Ильинский А.И., Соболев О.В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина
anzubkov@km.ru

Работа посвящена изучению структуры и физико-механических свойств вакуумных конденсатов на основе меди и тугоплавких переходных металлов (Mo, W, Ta). Особенностью этих объектов является отсутствие взаимной растворимости и химических соединений в жидком и твердом равновесных состояниях, большое различие температур плавления. Традиционно их получают порошковыми технологиями и применяют в качестве электродных и электроконтактных материалов. Использование метода электронно-лучевого испарения с последующей конденсацией смеси паров меди и легирующего металла в вакууме позволяет получать эти материалы с более широким спектром структурных состояний и свойств в виде пленок, фольг, покрытий и листов, толщиной до 10 мм.

Варьированием состава и технологических условий можно диспергировать зеренную структуру псевдосплавов до нанометровой размерности, получать аномальные пересыщенные твердые растворы легирующих металлов в кристаллической решетке меди [1]. В результате совместного действия различных упрочняющих факторов, исследуемые материалы в исходном конденсированном состоянии обладают высокими прочностными свойствами.

Последующая термическая обработка приводит к необратимому распаду аномальных твердых растворов с реализацией в определенных условиях процессов старения. Высота и положение пика дисперсионного твердения во многом определяется физико-химическими свойствами, содержанием легирующих элементов и исходным структурным состоянием конденсата. Выделяющиеся в объеме медной матрицы высокодисперсные частицы Mo, W или Ta не испытывают обратного растворения в медной матрице вплоть до температуры плавления меди. Это важное обстоятельство существенно отличает изучаемые объекты от стареющих сплавов металлургического происхождения. Результатом протекания этих процессов является существенное повышение исходных прочностных свойств и электропроводности псевдосплавов.

В работе установлено, что наноструктурное состояние изучаемых в работе конденсатов сохраняется при температуре нагрева до 900°C и выдержке в течении нескольких часов. Рекристаллизационные процессы и интенсивность их протекания также зависят от содержания, физико-химическими свойств легирующих элементов и исходного структурного состоянием псевдосплавов.

Формирующаяся при этом двойная сетка границ зерен позволяет получать информацию о характере распределения легирующих элементов в объеме медной матрицы при конденсации паровых смесей [2].

1. Зубков А.И. и др. Осаждение из паровой фазы в вакууме дисперсно-упрочненных фольг меди с субмикрозернистой структурой // Вопросы Атомной Науки и Техники. 2003. № 13, с.24-29.
2. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокмппозитов кристаллизующихся в вакууме // Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с.846-848.

О МОДИФИЦИРУЮЩЕМ ДЕЙСТВИИ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ ЖЕЛЕЗА

Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина
axel.com.ua@gmail.com

Хорошо известно действие вольфрама как эффективного карбидообразующего легирующего элемента на структуру и свойства углеродистой стали [1]. Вместе с тем в литературе встречаются противоречивые данные о характере взаимодействия между вольфрамом и железом, что обусловлено наличием в сталях углерода, других легирующих элементов и многочисленных плохо контролируемых примесей. Такой многокомпонентный состав сплава приводит к вуалированию истинной картины взаимодействия Fe-легирующий компонент. Поэтому данной проблематике уделяется достаточно большое внимание [2,3] усиливающееся в последнее время, в том числе и в связи с разработкой наноструктурных материалов.

В настоящей работе были проведены исследования структуры и свойств фольг бинарной системы Fe–W получаемых испарением и совместной конденсацией смесей паров железа и вольфрама на неориентирующей подложке в вакууме. Объектами исследования служили отделенные от подложки фольги толщиной ~ 30 мкм с содержанием легирующих элементов от ~ 0,1 до 0,8 ат.% [4].

Показано, что микролегирование химически чистого железа вольфрамом эффективно снижает величину зерна железа до нанометровой размерности.

Характер концентрационной зависимости величины зерна железной матрицы свидетельствует о модифицирующем влиянии вольфрама на железо при конденсации смесей их паров в вакууме. Электронно-микроскопические и рентгенодифракционные исследования указывают на образование зернограницных сегрегаций вольфрама в матричном металле – железе. В исходном конденсированном наноструктурном состоянии фольги Fe–W (~ 0,8 ат.% W) имеют высокую твердость, достигающую 5 ГПа. Несмотря на высокую дисперсность зеренной структуры изучаемые материалы обладают высоким уровнем термической стабильности и структуры и свойств. Так рост зерна и снижение микротвердости конденсатов Fe–W (~ 0,8 ат.% W) происходит при их нагреве выше 800°C.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможном получении наноструктурных высокопрочных и термостабильных фольг и покрытий на основе железа путем модифицирования парового потока вольфрамом.

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
2. Braunovic M.D., Howarth C.W. On the phenomenon of grain-boundary hardening in iron // J. Mater. Sci., 1974, vol. 9, pp. 809–820.
3. Liua B., ZhengY.F. Effects of alloying elements (Mn, Co, Al, W, Sn, B, C and S) on biodegradability and in vitro biocompatibility of pure iron // Acta Biomater., 2011, vol. 7, pp.1407–1420.
4. Бармин А. Е., Ильинский А. И., Зубков А. И. Субмикро- и нанокристаллические вакуумные конденсаты (фольги) на основе железа // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнології. - 2010, т. 8, № 3, с. 547—551.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И УСЛОВИЙ ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Афанасьева А.А.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина

anzubkov@km.ru

В приборостроении была и остается актуальной проблема повышения прочности и стабильности изделий для высоко-мощной, -частотной электроники и электротехники. Это приводит к поиску новых, высокопрочных проводниковых композиционных материалов, удовлетворяющим жестким требованиям к физическим свойствам и их стабильности, экологичности и экономичности.

Одним из способов получения таких композитов в виде фольг и покрытий является их осаждение из паровой фазы в вакууме [1]. Известно, что структура композитов, и следовательно свойства, зависят от технологических условий: температуры осаждения, скорости конденсации, энергии активации поверхностной диффузии и т.д. Важным фактором, приводящим к существенному диспергированию структуры композитов, является введение в паровую фазу основного компонента паров тугоплавких соединений или металлов, нерастворимых в равновесных условиях в металле-основе. При осаждении в вакууме таких паровых смесей можно получать материалы с широким спектром структурных состояний. Примером таких объектов являются бинарные системы типа металл-окисел (Cu-SiO_2 , $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$) и металл-металл (Cu-Mo) с нерастворимыми в равновесных условиях компонентами.

В работе проведено сравнительное изучение структуры и свойств этих материалов. Исследуемые образцы представляли собой фольги толщиной 10–50 мкм. Использовались методы просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеновской дифракции, резистометрии и активного растяжения. Показано, что при конденсации паров компонентов, составляющих конденсат, формируются как типично композиционные структуры (Cu-SiO_2 , $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$), так и пересыщенные растворы Mo в кристаллической решетке меди с соответствующими высокодисперсными включениями. Отмечена полидисперсность частиц. Исследовано влияние состава и содержания второго компонента, температуры подложки и скорости осаждения матричного металла – меди на структуру и прочностные свойства конденсатов указанных систем.

Установлено, что при одинаковой технологии получения влияние состава на дисперсность зеренной структуры матрицы и частиц второй фазы имеет существенно различный характер. Так в системе металл-металл происходит более эффективное диспергирование зеренной структуры. Минимальный размер зерна медной матрицы и частиц упрочняющей фазы (менее 0,5 мкм и 5 нм соответственно). Совместный вклад зернограничного, твердорастворного и дисперсного упрочнения обуславливает высокие прочностные свойства композитов металл-металл. Системы металл-окисел уступая незначительно по прочности обладают более высокой электропроводностью и стабильностью структуры.

1. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 310 с.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО И СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш.,
Маркушев М.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ*
stkr_imsp@mail.ru

Исследовано влияние криопрокатки и последующего старения на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава Д16. Перед прокаткой сплав был подвергнут отжигу в течение 1 часа при температуре 505°C и закален в воду. Криогенную прокатку проводили до степени деформации ~ 2 при температуре жидкого азота. Старение длительностью до 48 часов было проведено в интервале температур от комнатной до 190°C. Кроме того, ряд образцов был подвергнут упрочняющей термообработке по аналогичным режимам без предварительной криогенной деформации.

Показано, что криопрокатка закаленного сплава приводит преимущественно к формированию грубоволокнистой зеренной структуры, содержащей ячейки размером 100–200 нм. Последующее старение при комнатной и повышенных температурах обеспечивает дисперсионное твердение сплава с одновременным протеканием процессов возврата и рекристаллизации в деформированной матрице.

Установлено, что криогенная прокатка в значительной мере изменяет кинетику и стадийность распада твердого раствора при последующем старении, что, в свою очередь, оказывает существенное влияние на характеристики прочности и пластичности материала. Так, после естественного старения в течение ~ 6 дней криопрокатанный сплав демонстрировал значительно большую прочность ($\sigma_{0,2} = 635$ МПа) и твердость ($H_v \sim 180$), но заметно меньшую пластичность ($\delta < 3\%$), по сравнению с недеформированным состоянием, после серийной упрочняющей термообработки на максимальную прочность по режиму Т1 ($\sigma_{0,2} = 390$ МПа, $H_v \sim 165$ и $\delta = 7\%$). Искусственное старение сплава, проведенное по режиму Т1 (т.е. при 190°C, 12 часов), существенно повысило его пластичность, однако снизило твердость и прочность до стандартных величин.

Показано, что старение криопрокатанного сплава при промежуточных температурах, напротив, обеспечивает уникальный баланс его прочности и пластичности: $\sigma_{0,2} = 570$ МПа, $\sigma_B = 635$ МПа, $\delta > 7\%$. Причина обусловлена формированием «двухуровневой» наноструктуры, а именно, формированием наноразмерной (суб)зеренной структуры, упрочненной нанодисперсными частицами вторичных выделений. Обсуждена роль криогенной прокатки в формировании структуры такого типа.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278).

ОБ ЭФФЕКТЕ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В., Петрова Ю.В., Маркушев М.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ
stkr_imsp@mail.ru

Исследовали эффект термомеханической обработки, сочетавшей криогенную прокатку (КП) и упрочняющую термическую обработку (закалка и последующее естественное или искусственное старение (Т и Т1, соответственно), на структуру, фазовый состав и сопротивление межкристаллитной коррозии (МКК) промышленного алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Для этого сплав сначала закачивали в воду, затем прокатывали с суммарной степенью деформации $\epsilon \sim 2$ в изотермических условиях при температуре жидкого азота, после чего старили с различной длительностью в интервале температур 20–190 °С.

Оценку сопротивления сплава МКК проводили согласно ГОСТ 9.021-74 на образцах с размерами 20x10x0,7 мм, поверхности каждого из которых, кроме одной, были предварительно защищены коррозионно-устойчивым лаком. Образцы выдерживали при комнатной температуре в водном растворе 3% NaCl с добавлением 1% HCl в течение 1 суток. Интенсивность и глубину коррозионного поражения определяли с помощью оптического микроскопа как среднюю величину соответствующих измерений прокорродировавших участков вдоль незащищенной поверхности образца.

Обнаружено, что криогенная прокатка уменьшает глубину, но одновременно повышает интенсивность коррозионного поражения искусственно состаренного на максимальную прочность (190 °С, 12 ч) сплава, которая достигает 100 % (Табл.). При этом естественно состаренные состояния сплава показали заметно большее сопротивление МКК. Прокатка сплава лишь незначительно сказалась на глубине коррозии, но ее интенсивность значительно возросла и вся поверхность оказалась пораженной.

Обсуждены причины обнаруженного коррозионного поведения сплава с позиций выявленных трансформаций зеренной структуры и фазовых превращений, приведших при старении к преобразованию развитой ячеистой структуры прокатки в частично рекристаллизованную с явными признаками перестаривания. Сделан вывод о необходимости проведения дополнительных исследований с целью определения режимов старения прокатанного сплава, обеспечивающих его наибольшую сопротивляемость МКК, а также оптимальное сочетание его коррозионных и механических свойств.

Таблица. Параметры сопротивления МКК сплава Д16

Параметр	Состояние			
	Т	Т1	КП+Т	КП+Т1
Глубина (макс./сред.), мкм	55/25	1000/520	200/35	910/470
Интенсивность, %	4	50	100	100

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278).

ОБ ЭФФЕКТЕ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ Т-ФАЗЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В., Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш.,
Маркушев М.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ, stkr_imspl@mail.ru*

Исследовали влияние размера частиц дисперсной марганцевистой фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (Т-фазы) на микротвердость, а также параметры зеренной структуры и вторичных упрочняющих частиц сплава Д16, подвергнутого криогенной прокатке и упрочняющей термообработке. Для этого заготовки из горячепрессованного прутка предварительно отжигали при 505 °С в течение 1 и 72 часа и закаливали в воду, обеспечивая формирование двух структурных состояний, различающихся размерами частиц Т-фазы (~115х60 и ~180х90 нм, соответственно), а после прокатки старили в широком интервале температур и выдержек.

Обнаружено, что прокатка сплава при температуре жидкого азота со степенями деформации до ~3,5 приводила к формированию полосовых структур со слабо-разориентированными ячейками. При этом частицы Т-фазы выстраивались в направлении прокатки с образованием строчек, а размеры самих частиц изменялись незначительно. Показано, что при прокатке имело место интенсивное взаимодействие решеточных дислокаций с частицами, и их исходный размер оказал влияние на формирующуюся структуру матрицы. А именно, в состоянии с более грубыми частицами Т-фазы меньшей плотности формировалась менее гомогенная дислокационная структура, состоящая из ячеек большего размера, но более равноосных и дискретно разориентированных.

Установлено, что криопробатка обоих состояний сплава до максимальных степеней привела более чем к двукратному уменьшению размера областей когерентного рассеяния, сопровождавшемуся почти четырехкратным повышением микронапряжений кристаллической решетки. При этом параметр решетки матрицы изменялся немонотонно: сначала, до степени деформации ~1, он резко уменьшался, причем менее интенсивно в состоянии с более крупными частицами, а затем повышался, приближаясь к значениям недеформированного, состаренного на максимальную прочность сплава. Последующее искусственное старение прокатанных состояний сплава обусловило трансформацию его деформационной структуры в более равновесную за счет возврата и рекристаллизации, сопровождавшихся распадом твердого раствора и формированием продуктов различной природы, размеров и дисперсности. Оба этих процесса оказали существенное влияние на структуру и твердость сплава, нивелируя при этом эффект размера частиц Т-фазы. В результате разница в параметрах исходных состояний сплава при исследованных режимах старения практически исчезала, причем тем быстрее, чем выше была его температура.

Сделан вывод о том, что различная гетерогенность исходной структуры, обусловленная разной выдержкой при температуре закалки, и выразившаяся в почти полуторакратной разнице в размерах частиц Т-фазы, не оказала столь значимого влияния как на развитие процессов структуроформирования сплава при прокатке и пост-деформационном старении, так и на уровне его твердости.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278).

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ ГИБКО-ЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРОВ

Мясникова Л.П., Марихин В.А., Бойко Ю.М., Радованова Е.М., Лебедев Д.В.,
Яговкина М., Власова Е.Н*,Иванькова Е.М. * Seydewitz V.**, Michler G.H.**,
Goerlitz S.**

ФГБУ науки ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

** ФГБУ науки Институт высокомолекулярных соединений РАН, С.-Петербург,*

***Martin-Luther University Yalle-Wittenberg, Halle-on-Saale, Germany*

Liuba.Myasnikova@mail.ioffe.ru

Полимерная молекула, будучи предоставленной сама себе, сворачивается в статистический клубок в аморфных полимерах и складывается сама на себя в частично-кристаллических полимерах, образуя кристаллиты, которые теперь уместно было бы называть нанокристаллами в силу их малых размеров (5-20 нм). Последние связаны друг с другом т.н. проходными молекулами, т.е. молекулами, проходящими через несколько областей порядка (кристаллитов) и беспорядка. В обоих случаях механические характеристики полимерных материалов, получаемых отверждением невозмущенных расплавов и растворов, такие, как прочность на разрыв и модуль Юнга, невысоки, и на несколько порядков ниже, чем их теоретические оценки, рассчитанные для отдельных молекул при приложении силы, направленной вдоль оси молекулы. Такие низкие механические показатели обусловлены дефицитом несущих нагрузку молекул. Для того чтобы реализовать огромный потенциал, заложенный природой в высокомолекулярных соединениях, надо все молекулы постараться уложить в одном направлении. В таком случае будут «работать» основные цепи молекул, атомы в которых связаны прочными химическими связями.

В настоящей работе на примере сверхвысокомолекулярного полиэтилена и полиэтилентерефталата рассматриваются различные варианты решения этой проблемы: формование из расплава полимера, формование из раствора с кристаллизацией через состояние геля, спекание частиц, полученных непосредственно при синтезе (т.н. реакторных порошков). Во всех случаях материал, полученный на первом этапе, подвергается затем высокотемпературной многоступенчатой зонной ориентационной вытяжке, разработанной в ФТИ им.А.Ф.Иоффе. Проведен анализ достоинств и недостатков каждого подхода. Достигнутые предельные механические характеристики сравниваются с мировым уровнем. Особое внимание уделено т.н. «сухому» способу переработки полимера, исключающему, как растворение, так и расплавление материала.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ДЕНДРИТНЫХ СТРУКТУР В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ ТЕМПЕРАТУР ПРИ СВАРКЕ И НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ

Ирискина Е.Н., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Наркевич Н.А., Панин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения РАН, Томск, Россия

eni@ispms.tsc.ru

В процессе сварки или при нанесении покрытий в зоне термического влияния (ЗТВ) в результате перекристаллизации основного материала и процессов выделе-

ния новых фаз происходит рост дендритных структур, крайне отрицательно влияющих на последующие эксплуатационные характеристики готового изделия. В связи с этим, оптимизация параметров сварочного цикла или режимов нанесения покрытия является чрезвычайно важной для получения максимально однородной структуры в ЗТВ. В данном случае оказывается очень полезным компьютерное моделирование процессов кристаллизации с целью нахождения оптимального режима сварки или нанесения покрытия. Наиболее перспективным здесь представляется использование дискретных подходов мезоуровня, таких, как методы клеточных автоматов. Методы клеточных автоматов [1] становятся всё более популярными по причине высокой скорости вычислений, логической упорядоченности и ясности алгоритмов.

В данной работе метод клеточных автоматов используется для регулируемой стохастической генерации трёхмерных дендритных структур, которые всецело определяются собственной геометрией. Дендритная двухфазная структура характеризуется следующими параметрами: числом отдельных дендритов (кластеров), средней длиной и числом прямых участков в отдельном дендрите, средней длиной и числом криволинейных участков в отдельном дендрите, среднем числе точек двойного ветвления в отдельном дендрите, среднем числе точек тройного ветвления в отдельном дендрите, средней толщиной ветви в отдельном дендрите. Управляя геометрией дендрита, можно моделировать разнообразные структуры, вид которых влияет на гидродинамические, физические, механические и другие свойства.

В данной работе среда представляется как трёхмерный бистабильный клеточный автомат с ГЦК упаковкой элементов. На каждом временном шаге осуществляется стохастическое переключение группы автоматов из начального состояния в конечное: данный процесс определяется набором значений вероятностей, каждая из которых отвечает за эволюцию роста дендритов. Логические правила переключения автомата основаны на анализе состояний соседей на трёх ближайших координатных сферах. Алгоритм моделирования позволяет получать различные картины дендритных структур (рис.1), вид которых зависит от значений вероятностей переключения клеточного автомата.

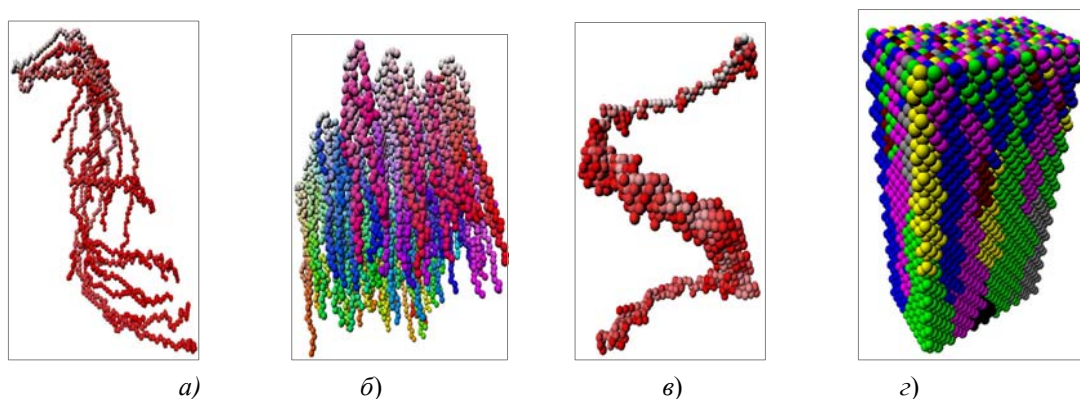


Рис.1. Дендритные структуры, образующиеся при различных наборах вероятностей переключения элементов (а–в); структура материала в условиях направленной кристаллизации (з).

1. Тоффоли Т., Марголус Н. Машины клеточных автоматов. – М.: Мир, 1991. – 280 с.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16 В УСЛОВИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Халикова Г.Р., Трифонов В.Г., Баимова Ю.А.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
gulnara.r.khalikova@gmail.com*

Наличие в сплавах мелкозернистой структуры с размером зерен менее 10...15 мкм позволяет повысить их механические свойства. Однако алюминиевые сплавы имеют высокую энергию дефекта упаковки и формирование мелкозернистой структуры в большинстве случаев возможно только в результате статической рекристаллизации после больших величин предварительной деформации. Такая технология сопряжена с большими трудозатратами и находит ограниченное применение.

Цель исследования: изучить процессы формирования структуры алюминиевого сплава Д16 в результате деформации в области предплавильных температур.

Материал исследования – промышленный деформируемый алюминиевый сплав Д16. Структуру сплава исследовали в двух состояниях – непосредственно после кристаллизации под высоким давлением и после последующей стандартной термической обработки Т1. Для описания процессов структурообразования в твердой фазе, происходящих во время кристаллизации под давлением, проводили осадку образцов в области температур 520...460°C. Для объяснения природы формирования структуры дополнительно использовали метод математического моделирования.

При малых скоростях охлаждения в исследуемом сплаве формируется неоднородная по сечению структура. По краю заготовки имеет место слой мелких зерен. В центральной части заготовки структура состоит из крупных дендритов с прослойками по их границам из мелких равноосных зерен. Размер мелких зерен составляет 13 мкм.

Мелкозернистая структура по краю заготовок и по границам дендритов в центральной части формируется в процессе кристаллизации под высоким давлением до термообработки и сохраняется после термической обработки. Подобного рода структура формируется в результате динамической рекристаллизации при горячей деформации в области предплавильных температур. Процессы динамической рекристаллизации протекают в сплаве с исходной дендритной структурой вследствие локализации пластического течения при развитии зернограницного проскальзывания, что подтверждается смещением и поворотом рисок на полированной поверхности образцов, а также наличием «ступенек» по границам зерен.

Формирование смешанной структуры, состоящей из дендритов с прослойкой из мелких зерен, было показано с помощью математического моделирования.

ПРИМЕНЕНИЕ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ СМК НИКЕЛЯ ПРИ ОТЖИГЕ

¹Кузнецов П.В., ²Корзников А.В., ¹Миронов Ю.П., ¹Петракова И.В.,
¹Рахматулина Т.В.

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

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

kpvt@ispms.tsc.ru

Особые свойства субмикроструктурных (СМК) материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации, часто ассоциируют с избыточным свободным объемом, который накапливается в процессе ИПД в виде решеточных вакансий и их кластеров в кристаллитах и свободного объема в границах разнообразного типа и обуславливает неравновесность структуры этих материалов. Снижение степени неравновесности структуры в процессе низкотемпературного отжига, приводит к уменьшению избыточного свободного объема и улучшает пластичность СМК материалов. Количественная характеристика структурных изменений при низкотемпературном отжиге является очень важной для понимания последующего механического поведения СМК материалов, что и обуславливает актуальность выполненной работы.

Работа посвящена количественной характеристике эволюции структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига с помощью сканирующей туннельной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Исследовали образцы субмикроструктурного никеля, полученные методом равноканального углового прессования по маршруту В_с (4 прохода) при комнатной температуре. Полученные прутки подвергали прокатке до толщины ~1 мм. Образцы вырезали методом электроэрозионной резки поперек направления прокатки. Выявление зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) осуществляли путем химического травления. Отжиг в интервале температур от комнатной до 360° С с шагом 60° проводили в атмосфере аргона. Изменение плотности СМК никеля после низкотемпературного отжига проводили путем гидростатического взвешивания образцов.

Установлено, что отжиг в интервале температур (23÷180)° С приводит к немономонотонному уменьшению степени неравноосности и размеров зеренной структуры и росту размеров субзеренной структуры СМК никеля с пиком в области 120°, которые коррелирует с изменением размеров областей когерентного рассеяния, полученных методом РСА. Отжиг при температурах выше 240° приводит к росту размеров зеренной структуры.

Прямо показано, что границы ЗСС СМК-никеля являются неравновесными: их относительная энергия выше, чем у крупнозернистого поликристаллического никеля. Отжиг в интервале температур ~60–240 °С приводит к росту степени неравновесности границ ЗСС СМК-никеля. При этом максимальное значение относительной средней энергии границ зерен СМК никеля при температуре ~240 °С соответствует минимальной плотности материала, измеренной методом гидростатического взвешивания. Полученные результаты обсуждаются с позиций перераспределения избыточного свободного объема в СМК никеле между кристаллитами и зернограницной фазой, которое обеспечивается за счет миграции структурных вакансий и малоугловых границ.

ОБРАЗОВАНИЕ САМОПОДОБНЫХ ТВИДОВЫХ СТРУКТУР ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ФОЛЬГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)[001] КАК ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА

Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гунько А.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

kpvt@ispms.tsc.ru

В работе [1] было показано, что на фольгах монокристаллов алюминия [100]<001>, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов, которые подвергаются циклическому растяжению в упругой области, образуются периодические структуры различного масштаба, самоподобные в диапазоне линейных размеров от долей микрона до нескольких сотен микрон. Эти данные, являются ясным свидетельством самоорганизации деформационной структуры фольг монокристаллов алюминия при несвободном циклическом растяжении, однако механизм самоорганизации остается невыясненным до настоящего времени.

Проведенный анализ показал, что при несвободном циклическом растяжении кристаллов алюминия кубической ориентации возрастает роль поверхностного механизма релаксации упругой энергии – неустойчивости Гринфелда. Неустойчивость Гринфелда имеет чисто упругое происхождение и заключается в следующем. Когда материал имеет поверхность, на которой масса может перераспределяться каким – либо соответствующим транспортным механизмом, твердое тело может понизить свою упругую энергию путем образования поверхностных модуляций.

Длина волны поверхностных модуляций контролируется балансом между упругой энергией, которая стремится к огрублению поверхности и поверхностным натяжением, которое разглаживает ее и в рамках линейного приближения может быть определена как [2]:

$$\lambda > \lambda_c = \frac{\pi \gamma E}{\sigma^2}$$

где γ , E и σ , соответственно, поверхностное натяжение, модуль Юнга, и напряжение. Величину дестабилизирующего напряжения и поверхностное натяжение могут быть оценены на основе приближений механики и АСМ измерений, соответственно.

Подтверждение нашей гипотезы было получено при сравнении экспериментальных данных с оценками по модели Гринфелда. Периоды квадратных решеток, образующиеся после разного числа циклов, удовлетворительно согласуется с оценками, полученными в рамках линейного приближения модели Гринфелда. Неустойчивость Гринфелда возникает в определенных граничных условиях под действием определенных критических напряжений, что обеспечивает самоподобие структур и обеспечивает дополнительный и альтернативный дислокационному скольжению канал снижения упругой энергии нагруженных кристаллов алюминия при напряжении выше предела текучести.

1. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Карбовский В.А. Физическая мехомеханика. (2007). Т.10. В.6. С.33-42.
2. Гринфелд М.А. Неустойчивость границы раздела между негидростатически напряженным упругим телом и расплавом// ДАН СССР. (1986) Т. 290. С. 1358.

КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Даниленко В.Н.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

vdan@anrb.ru

Решение проблемы прочности в ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных материалах, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), требует анализа природы границ зерен и в первую очередь их кристаллогеометрических параметров [1,2].

Современные дифракционные методы, такие как дифракция обратно рассеянных электронов, получаемая в растровом электронном микроскопе [3], методики просвечивающей электронной микроскопии: метод одиночных рефлексов [1], метод использующий дифракцию в сходящемся пучке [4] позволяют с высокой точностью проводить кристаллогеометрический анализ границ зерен в УМЗ металлах и сплавах.

В докладе представлены результаты кристаллогеометрического анализа спектров разориентировок границ зерен в мелкозернистом и УМЗ нихроме [5], тройного стыка в УМЗ меди [6] а также приведены примеры использования спектров разориентировок границ зерен для анализа структуры УМЗ материалов [7] и релаксационных процессов протекающих в таких материалах [8]

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // УФН. 2009. Т.179. №4. С.337-358
3. Миронов С.В., Даниленко В.Н., Мышляев М.М., Корнева А.В. Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе // Физика твердого тела. 2005. Т.47. В.7. С. 1217-1225.
4. Даниленко В.Н., Жилиев А.П., Герцман В.Ю., Валиев Р.З. Применение дифракции в сходящемся пучке для определения разориентировок зерен в поликристаллических материалах // Заводская лаборатория. 1991. Т.57. № 9. С. 41-43.
5. Даниленко В.Н. Спектр разориентировок границ зерен в рекристаллизованном субмикрокристаллическом нихроме // Металлофизика и новейшие технологии. 1998. Т.20. № 9. С. 7-9.
6. Даниленко В.Н. Экспериментальное исследование тройного стыка в субмикрокристаллической меди // Электронный журнал "Исследовано в России", 022, стр. 223-229, 2007 г. <http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2007/022.pdf>.
7. Popov V.A., Sisanbaev A.V., Danilenko V.N. Determination of the Size of Structural Element in Ultrafine Grained Materials // Inorganic Materials. 2011. V.47. № 15. P.69-70.
8. Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р. Кристаллогеометрический анализ процессов релаксации структуры в ультрамелкозернистом сплаве алюминия // Перспективные материалы. 2011. № 12. С. 113-117.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ОСНОВЕ α -ЖЕЛЕЗА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Перевалова О.Б., Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
perevalova52@mail.ru

Известно, что при пластической деформации эволюция микроструктуры сталей мартенситного класса связана как с эволюцией фрагментированного пакетного мартенсита, так и с изменением распределения, размеров и состава вторых фаз, в частности, карбидных. Научный и практический интерес представляет исследование эволюции микроструктуры и фазового состава высоколегированных сталей мартенситного класса, в которых упрочняющими фазами служат не только карбиды, но и интерметаллиды.

В качестве материала исследования выбрана ферритно-мартенситная высокохромистая сталь состава Fe–12Cr–2W–V–Ta–B, находящаяся в состоянии после закалки и старения. Образцы подвергали пластической деформации до стадии предразрушения путем одноосного статического растяжения при комнатной температуре.

Для аттестации структуры образцов ферритно-мартенситной стали были использованы методы оптической металлографии (ОМ), растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА). Методами ОМ были выявлены ликвационные полосы, их распределения по ширине. Методом растровой микроскопии с применением дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) исследованы распределение зерен α -фазы по размерам, распределение границ зерен по углу разориентировки, проведен текстурный анализ с построением прямых и обратных полюсных фигур, получены карты зеренной структуры и распределения интерметаллидных фаз. Исследования проведены на разной глубине от поверхности плоского образца. Методом ПЭМ выявлены типы дислокационных структур, нанокристаллические карбидные фазы и субмикроструктурные интерметаллидные фазы, и их распределение в микроструктуре. Методами РСА определены параметр кристаллической решетки α -фазы, микроискажения и среднеквадратичные смещения атомов как в исходном состоянии, так и на разных стадиях пластической деформации.

Установлено, что на стадии образования шейки пакетный фрагментированный мартенсит преобразуется в субмикроструктурную структуру с сохранением границ мартенситных реек, а в ферритной составляющей структуры образуется субзеренная структура с выделением или укрупнением фаз Лавеса Cr_2Ti и Fe_2W по границам ферритных зерен. Образование малоугловых границ приводит к изменению распределения границ зерен по углам разориентировки. Оценки доли фаз Лавеса по ДОЭ-картам показали увеличение их значений. Параметр кристаллической решетки α -фазы и среднеквадратичные полные смещения атомов на стадии образования шейки становятся близкими к соответствующим значениям в чистом железе. Это свидетельствует об уходе легирующих элементов как замещения, так и внедрения из твердого раствора с образованием фаз Лавеса и карбидов ванадия.

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРАЖИВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА BT1-0, ПОДВЕРГНУТОГО ОБРАБОТКЕ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С., Кретьева О.М., Тюрин Е.О.,
¹Коваль Н.Н., ²Лидер А.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

perevalova52@mail.ru

Одним из наиболее перспективных применений электронно-пучковой обработки (ЭПО) является модификация поверхностных слоев титана и его сплавов, используемых в качестве элементов ГТД (лопатки компрессора и турбины), биомедицине и др. В то же время, при разработке изделий и деталей машин из титановых сплавов нельзя не учитывать влияние газов на их механические свойства, и, прежде всего, водорода. Поэтому вопрос о влиянии ЭПО на сорбционную способность титана по отношению к водороду является актуальной задачей.

В настоящей работе представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состава поверхностных слоев технического титана BT1-0, подвергнутого обработке электронным пучком с последующим наводороживанием. Облучение электронным пучком проводили на установке «SOLO» с двух сторон образца тремя импульсами с длительностью по 50 мкс. Плотность энергии пучка варьировалась в пределах $W = 12\text{--}25 \text{ Дж/см}^2$. Насыщение водородом проводили в установке Сиверта Gas Reaction Controller при давлении 0,6 и 2 атм, температурах в интервале 300–600 °С в течение 30–180 мин. Измерение концентрации водорода выполняли с помощью газоанализатора водорода RHEN 602. Исследования микроструктуры и фазового состава проводились методами рентгеноструктурного анализа (РСА), растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Твердость и модуль Юнга модифицированного поверхностного слоя образцов BT1-0 определяли на наноинденторе NanoTest с использованием пирамидки Виккерса.

Установлено, что ЭПО приводит к образованию в поверхностном слое исходного (отожженного) сплава BT1-0 пластинчатой структуры. Методами ПЭМ обнаружено, что основной фазой является α -Ti, второй фазой – α'' -Ti. Это свидетельствует о протекании мартенситных превращений $\beta \rightarrow \alpha'$ -Ti и $\beta \rightarrow \alpha''$ -Ti в процессе ЭПО. Поскольку мартенсит в титановых сплавах представляет собой пересыщенный твердый раствор замещения, появление мартенсита свидетельствует об образовании ликваций в процессе ЭПО.

В процессе наводороживания водород интенсивно проникает в образцы технического титана BT1-0 и при концентрации $C_H = 600 \text{ ppm}$ способствует образованию эвтектоида α -Ti + δ -фаза (с объемной долей δ -фазы не более 2%). С ростом концентрации водорода объемная доля гидридной фазы увеличивается. ЭПО существенно увеличивает (2...4кратно) растворимость водорода в поверхностных слоях BT1-0 при давлении 0,6 атм, в результате чего прочностные характеристики возрастают, а материал становится более хрупким. Однако при увеличении давления водорода до 2 атм его конечная концентрация (около 9500 ppm) не зависят от предварительной ЭПО. Микроструктура поверхностного слоя представляет собой эвтектоид α -Ti + δ -фаза (с объемной долей δ -фазы 7-9%).

ОПТИМИЗАЦИЯ ЗАКОНА ПОДАЧИ ДАВЛЕНИЯ ГАЗА ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ.

Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х.,
Дмитриев С.В.

Особый интерес для авиации и космонавтики представляют многослойные полые конструкции, состоящие из обшивок и образующего ребра жесткости гофрированного заполнителя, изготавливаемые из двухфазных титановых сплавов с помощью сверхпластической формовки (СПФ) и сварки давлением (СД). Применение таких конструкций позволяет снизить вес летательного аппарата, что делает актуальным совершенствование технологии их изготовления.

Опытная экспериментальная отладка технологии СПФ требует значительных ресурсов и специального оборудования. Существенное сокращение сроков разработки и отладки технологии изготовления может быть достигнуто за счет применения современных методов компьютерного моделирования, позволяющих проанализировать практически все аспекты процесса СПФ. В результате подобного моделирования определяются временные характеристики процесса – скорость подачи давления газа, с тем, чтобы деформирование ребер жесткости проходило в режиме сверхпластичности (СП) при минимизации времени формовки.

С целью изучения влияния закона подачи давления на процесс формообразования конструкции были проведены следующие расчеты: давление задавалось по закону 1 (рис. 1, а) для значений давлений 1, 10, 100 МПа, и по закону 2 (рис. 1, б). На рисунке представлены графики только для давления 1 МПа.

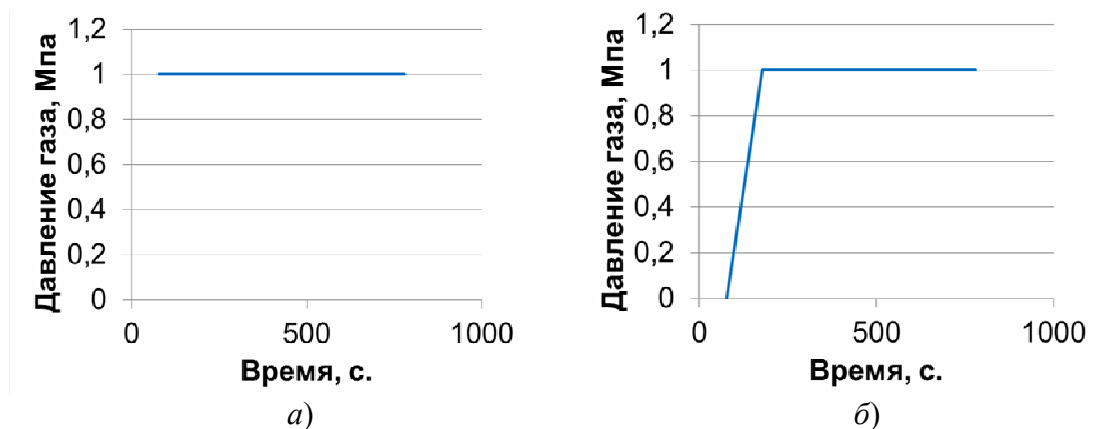


Рис. 1. Графики зависимости давления газа от времени.

Сравнительный анализ результатов моделирования показал, что использование при СПФ конструкции закона давления 2 обеспечивает деформация ребер в условиях сверхпластичности, при этом существенно сокращая время формовки.

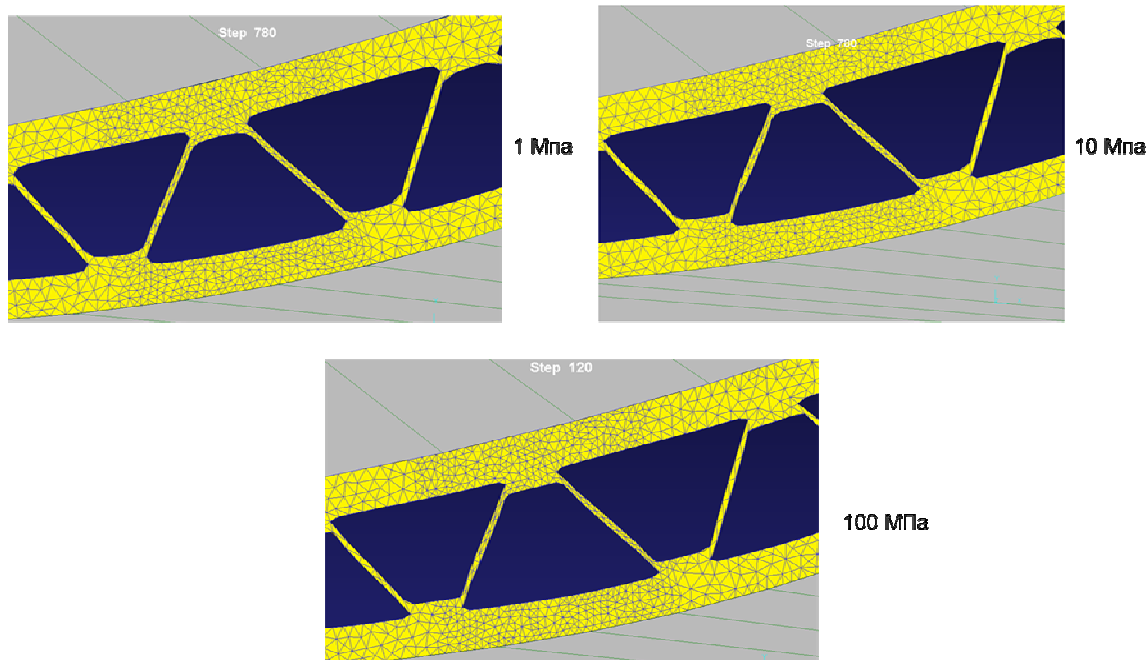
1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Сверхпластическая формовка листовых заготовок в протяженную клиновую матрицу. Деформация и разрушение материалов. 2010. №9. С. 38-41.

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЙ РЕБЕР ЖЕСТКОСТИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКОЙ

Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х.,
Дмитриев С.В.

При совершенствовании процесса изготовления полых конструкций с гофрированным наполнителем методом сверхпластической формовки (СПФ) важнейшим является определение ограничений на геометрические параметры конструкции, а также эффективных параметров процесса, таких как закон изменения давления газа, обеспечивающего выполнение условия сверхпластического течения в ребрах жесткости при минимизации времени формовки. Решение этого вопроса многовариантно и основывается, как правило, на производственном опыте. Существенную помощь при решении вышеперечисленных задач может оказать компьютерное моделирование.

В работе исследовалось влияние максимального значения давления газа на процесс формообразования ребер жесткости. Формовка проводилась при значениях давления 1, 10 и 100 МПа. Моделирование проводилось в условиях переменной плотности сетки.



1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Моделирование процесса сверхпластической формовки полых конструкций с гофрированным наполнителем из титанового сплава ВТ6 // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 42-44.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ ХОЛОДНОКАТАНОГО СПЛАВА Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr ПОД ДЕЙСТВИЕМ МОЩНЫХ ИМПУЛЬСОВ ТОКА

Ильясов Р.Р.¹, Автокротова Е.В.², Валеев И.Ш.³,
Ситдилов О.Ш.⁴, Маркушев М.В.⁵

ФГБУ науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ

[¹ilyasov@imsp.ru](mailto:ilyasov@imsp.ru); [²avtokratova@imsp.ru](mailto:avtokratova@imsp.ru); [³valeevs@mail.ru](mailto:valeevs@mail.ru);
[⁴sitdikov.oleg@anrb.ru](mailto:sitdikov.oleg@anrb.ru); [⁵mvmark@imsp.ru](mailto:mvmark@imsp.ru)

Изучены особенности изменения микроструктуры и микротвердости холоднокатаного со степенью деформации ~80 % алюминиевого сплава 1570С системы Al–Mg–Sc–Zr под действием мощных импульсов тока (электроимпульсной обработки (ЭИО)).

Обнаружено, что в результате ЭИО происходит снижение микротвердости холоднокатаного сплава со ~142 до ~118 HV при величинах энергии обработки $\sim 1,66 \times 10^4 \text{ A}^2 \text{ с/мм}^4$ и до ~87 HV – при энергиях, превышающих $1,79 \times 10^4 \text{ A}^2 \text{ с/мм}^4$. Показано, что такие изменения микротвердости обусловлены процессами трансформации деформационной структуры сплава. А именно, при ЭИО в его матрице протекали процессы возврата и рекристаллизации с образованием частично рекристаллизованной мелкозернистой структуры. При этом обработка с энергией в интервале $1,66\text{--}1,68 \times 10^4 \text{ A}^2 \text{ с/мм}^4$ приводила к формированию рекристаллизованных зерен размером ~3–4 мкм лишь вблизи исходных высокоугловых границ и внутри полос сдвига, внесенных в материал в процессе холодной прокатки. С увеличением энергии ЭИО до $1,94 \times 10^4 \text{ A}^2 \text{ с/мм}^4$ наблюдалось увеличение объемной доли рекристаллизованных зерен с 17 до 64% с соответствующим «распространением» областей рекристаллизованных зерен того же размера в тело исходных зерен.

Показано, что образование новых мелких зерен при ЭИО холоднокатаного сплава качественно не отличается от процессов формирования статически рекристаллизованных зерен, происходящих при его обычном печном нагреве и отжиге при температуре 520 °С (~0,85 $T_{\text{пл}}$) длительностью от 10 до 120 минут. При этом размер рекристаллизованных зерен после отжига сплава в указанном временном интервале составил также ~3–4 мкм, однако их объемная доля была значительно меньше и после максимальной выдержки не превышала 25–30 %.

Рассмотрена природа обнаруженного поведения сплава с позиций известных представлений об эффекте переходных металлов на структуру и свойства алюминиевых сплавов. Обсуждена причина высокой термической стабильности деформационной структуры сплава, обусловленная наличием высокой плотности дисперсных частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, которые сохраняли когерентность с алюминиевой матрицей во всем исследованном интервале энергий ЭИО и эффективно препятствовали перестройке дислокационной структуры и миграции границ зерен.

Сделано заключение о том, что ЭИО может являться перспективным методом получения листов из алюминиевых сплавов типа 1570 с мелкозернистой структурой.

ФАЗОВАЯ И МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ АТТЕСТАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

Михайлов-Смоляняков М.С., Дроздова Н.Ф., Федосеев М.Л.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

mail@crism.ru

Частицы наноразмерного масштаба, формирующиеся в структуре сталей и сплавов при термообработке, оказывают существенное влияние на механические и функциональные свойства материалов. Так, дисперсные карбиды, образующиеся в конструкционных сталях, позволяют повысить их прочностные характеристики [1], а частицы α -фазы, формирующиеся в быстрозакалённых аморфных металлических лентах при отжиге, являются фактором, оказывающим существенное влияние на магнитные характеристики этого материала [2]. Поэтому достоверная идентификация типа фазы, размера и объёмной плотности наноразмерных частиц, является актуальной задачей при разработке новых материалов и отработке технологий их производства.

Для фазовой и морфологической аттестации дисперсных частиц предлагается использовать комплексный подход, включающий применение метрологически аттестованных современных методик рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Применение такого подхода показано в настоящей работе на примере анализа карбидной фазы в стали 09Г2СА-А.

Методом малоуглового рассеяния рентгеновского излучения определено количество фаз с разной электронной плотностью, рассчитан средний размер частиц каждой фазы и оценено их объёмное содержание. С помощью ПЭМ непосредственно измерен размер частиц на изображениях структуры, произведён элементный и фазовый анализ частиц размером от 10 нм. В результате совместного использования двух методик были получены объективные и статистически достоверные данные о составе карбидной фазы в исследуемой стали. Такой подход позволяет избежать необходимости в многократной идентификации фазы большого количества частиц трудоёмкими методами просвечивающей электронной микроскопии.

Приведённые в работе методики морфологического и фазового анализа дисперсных фаз с помощью ПЭМ прошли метрологическую аттестацию и внесены в федеральный реестр методик выполнения измерений. На основании полученных в ходе исследований данных была создана новая методика совместного применения просвечивающей электронной микроскопии и малоуглового рентгеновского рассеяния для фазовой и морфологической аттестации наноразмерных частиц в сталях и сплавах.

1. В.А. Малышевский, В.В. Рыбин, О.Г. Соколов и др. К вопросу о механизме упрочнения сорбитотвердеющей стали и возможности его теоретической и экспериментальной оценки. *Вопр.Суд.* 1973 г. т. 7, вып. 3(17), стр. 105-113
2. П.А. Кузнецов, А.И. Беляева, М.С. Михайлов, О.С. Сергеева. Влияние режимов отжига на кинетику кристаллизации и магнитные характеристики нанокристаллического магнитомягкого сплава системы Fe-Cu-Nb-Si-B. *Вопросы материаловедения*, 2008, №2(54), стр. 113

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ТЕОРЕТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ

Зиновьев А.В.^{*}, Пшеничнюк А.И., Искандаров А.М., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия

*[*zinoviev.alex.v@gmail.com](mailto:zinoviev.alex.v@gmail.com)*

В экспериментах по наноиндентированию [1] и сжатию наностобликов [2] была продемонстрирована высокая прочность материалов, близкая к теоретической, что объясняется малым количеством дефектов и затруднением их генерации в наноразмерных объемах вещества. Это приводит к затруднению работы механизмов пластической деформации характерных для макроскопических материалов. Высокая прочность и более широкий интервал упругой деформации наноразмерных кристаллов представляют интерес для технологии упругих деформаций, расширяя возможности изменения свойств материалов путем их однородной деформации [3].

В данной работе, с помощью метода молекулярной динамики определено влияние температуры на критическое напряжение сдвига монокристаллов меди и алюминия в направлении лёгкого скольжения $(111)[11\bar{2}]$ при температуре от 0 до 400 К. Установлена согласованность макроскопического и атомистического подходов к определению потери механической устойчивости кристалла, сопровождаемой образованием дефекта упаковки. Показано, что макроскопический критерий, основанный на сравнении определителя матрицы констант упругости с нулем, применим лишь для случая низких температур. При конечной температуре определитель матрицы констант упругости не достигает нуля даже в момент зарождения дефекта упаковки, так как потеря устойчивости кристаллической решётки в этом случае носит термоактивированный характер.

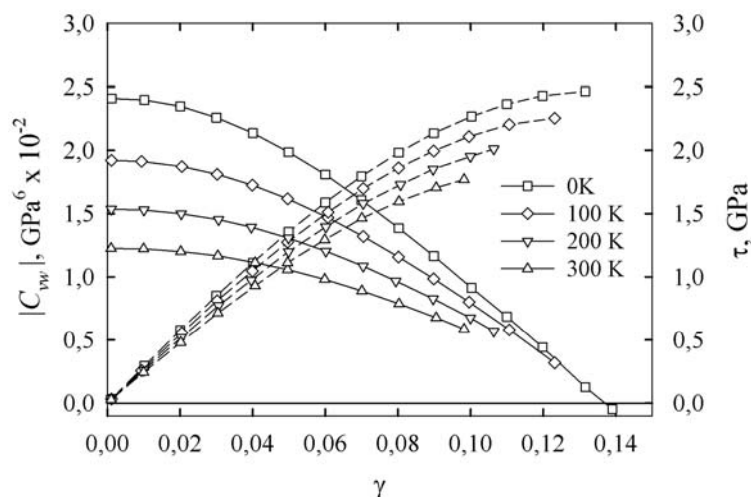


Рис. 1. Зависимость определителя матрицы констант упругости (сплошные кривые) и касательного напряжения (штриховые кривые) от приложенной сдвиговой деформации при температурах из интервала от 0 К до 400 К для монокристалла алюминия.

1. A.M. Minor, S.A. Syed Asif, Z. Shan, E.A. Stach, E. Cyrankowski, T.J. Wyrobek, O.L. Warren, Nat. Mater. 5, 697 (2006).
2. D. Kiener, C. Motz, G. Dehm., Mater. Sci. Eng. A. 505, 79 (2009).
3. T. Zhu, J. Li., Progr. Mater. Sci. 55, 710 (2010).

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СЛИТКА ПРИ СТРУЙНОМ НАПЫЛЕНИИ

Ульшин С.В., Ульшин В.И.

Институт проблем материаловедения, Киев, Украина

ulshin@ipms.kiev.ua

Струйное формование (СФ) является современным процессом, с помощью которого получают изделия из большого числа металлов и сплавов. В ходе СФ струя жидкого металла распыляется газом, и образовавшийся поток капель осаждается на двигающуюся определенным образом подложку. В результате этого осаждения образуется сплошной быстро закристаллизованный слиток. Качественные характеристики получаемых СФ отливок (пористость, ликвация, микроструктура и т.д.) определяются охлаждением и затвердеванием слитка. Поэтому важно показать тепловую предысторию СФ слитка, которая поможет лучше понять процессы охлаждения и затвердевания.

Для плоского слитка тепловой поток при СФ можно принять одномерным ввиду того, что длина и ширина значительно больше, чем толщина (высота) в направлении СФ. Расчет теплового поля затвердевания слитка при СФ проводили с помощью одномерного уравнения Фурье:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right)$$

где T – температура, τ – время, z – толщина, k – теплопроводность.

Граничные условия:

слиток - подложка:
$$-k \frac{\partial T}{\partial \tau} = h(T_{\text{sub}} - T_0),$$

поток капель - слиток:
$$k \frac{\partial T}{\partial \tau} = h(T_{\text{exp}} - T_g),$$

где T_{sub} – температура подложки, T_0 – температура слитка вблизи подложки, T_{exp} – температура верхней части слитка, T_g – температура распыляющего газа, h – коэффициент теплопередачи.

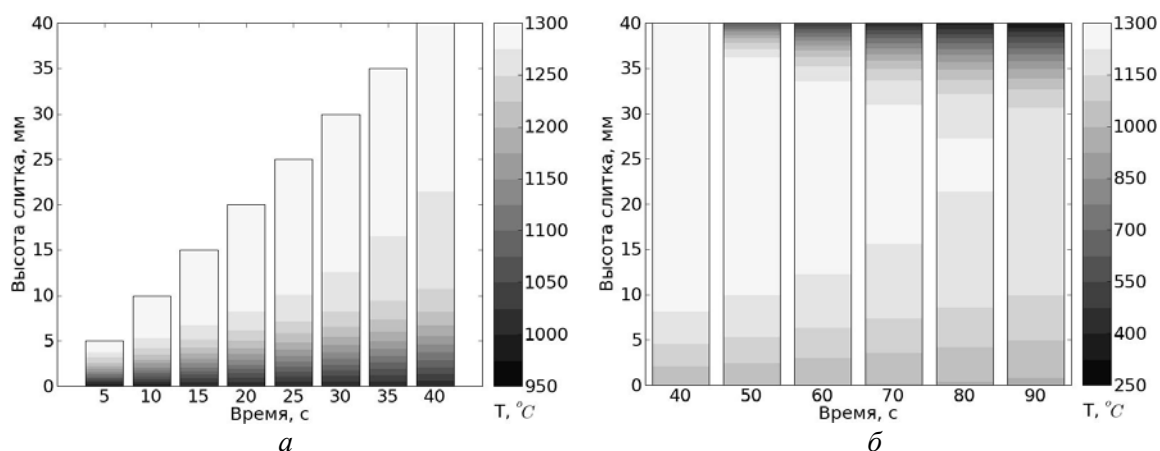


Рис. Расчетные температурные поля центральной части слитка инструментальной стали P2AM5 в процессе СФ напыления (а) и последующего охлаждения (б)

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ НАГРЕВЕ

Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Петрова-Буркина О.А.¹

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

²*Витебский государственный технологический университет, Беларусь*
ita@vitebsk.by

Ранее было установлено, что в случае нестационарного нагрева проволоки из никелида титана, т.е. движения зоны нагрева вдоль образца, возникает постоянная по величине и направлению термоЭДС, называемая термокинетической. Наведение такой ЭДС в никелиде титана, обладающем эффектом памяти формы, обусловлено протеканием термоупругих фазовых переходов в зоне нагрева [1]. Еще одной характеристикой, чувствительной к фазовым переходам, исследованию которой посвящена данная работа, является электросопротивление, по изменению которого в процессе фазовых переходов можно с достаточной степенью точности судить о температурах превращений.

Исследования проводили на проволочных образцах никелида титана эквипотенциального состава диаметром 0,6 мм. Предварительно образцы подвергались отжигу при температуре 700°C в течение получаса на воздухе. Характеристические температуры мартенситных переходов, определенные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составили $M_n = 45^\circ\text{C}$, $M_s = 33^\circ\text{C}$, $A_n = 59^\circ\text{C}$, $A_s = 76^\circ\text{C}$, переход реализуется по схеме $B2 \rightarrow B19' \rightarrow B2$.

Установлено, что характер поведения электросопротивления при нестационарном нагреве схож с поведением термокинетической ЭДС, т.е. при движении зоны нагрева образца с температурой равной или выше температуры обратного фазового перехода в материале, величина электросопротивления возрастает и стабилизируется по абсолютному значению. При незавершенном термоциклировании образца наблюдается два экстремума значений электросопротивления, соответствующие началу и прекращению процесса нагрева образца. При этом первый экстремум начинает появляться после 10 цикла измерений, а второй - уже после 5 цикла. Однако, в отличие от поведения термокинетической ЭДС, термоциклирование образца приводит к уменьшению не только в процессе нагрева значения электросопротивления, но и начального.

Появление экстремумов и уменьшение значения электросопротивления может быть связано с тем, что в исследуемом сплаве никелида титана при термоциклировании фазовый переход осуществляется через ромбоэдрическую R-фазу. Как известно, это приводит к изменению вида температурной зависимости электросопротивления – появлению пика. Еще одной возможной причиной может быть фазовый наклеп никелида титана при мартенситном превращении, т.е. происходит накопление искажений внутренней структуры материала. Знание механизмов и особенностей возникновения термоЭДС и электросопротивления при нестационарном нагреве образца сплава с эффектом памяти позволит более полно контролировать и изучать термоупругие превращения в этих материалах.

1. V. Rubanik, V. Jr. Rubanik, O. Burkina. EMF in TiNi under unsteady heating // ICOMAT 2011. Japan: Osaka. P. 180.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЧЕТОМ ТРЕХМЕРНОЙ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ

Зиновьева О.С.^{1,2}, Романова В.А.¹

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

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
emelyanova@ispms.tsc.ru

Данная работа посвящена моделированию поведения трехмерных образцов поликристаллической стали в основном состоянии и с модифицированным поверхностным слоем в условиях одноосного растяжения. В работе [1] был экспериментально изучен деформационный рельеф в виде складок различного масштаба и ориентации, формирующийся на поверхности высокопрочной стали ЭК-181 при растяжении. Для исследования процессов эволюции мезоскопического рельефа был проведен численный эксперимент на поликристаллических структурах, соответствующих стали ЭК-181 по механическим характеристикам. Модельные поликристаллы сгенерированы методом пошагового заполнения, основанном на заполнении дискретного пространства структурными элементами по заданным законам. Модель механического поведения стали учитывала различную ориентацию зерен через разброс упругих и пластических характеристик в пределах 5% относительно среднего значения. Функция деформационного упрочнения была построена путем аппроксимации экспериментальных данных для стали ЭК-181 [1]. В случае образца с модифицированным поверхностным слоем задано линейное изменение механических характеристик в пределах 10 ячеек от максимальных на поверхности до соответствующих основному материалу. Трехмерные расчеты проводились методом конечных разностей.

На рис. 1 приведены картины деформационного рельефа на поверхности поликристаллов. Поверхностные спиралевидные складки возникают на ранней стадии пластического течения, что согласуется с экспериментальными данными. Проанализировано влияние упрочненного слоя на эволюцию напряженно-деформированного состояния на поверхности и в объеме поликристаллов. Проведено сравнение деформационных картин в образцах с необработанной поверхностью и с модифицированным поверхностным слоем.

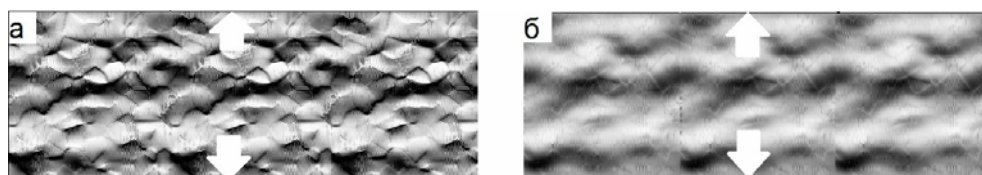


Рис. 1. Деформационный рельеф поликристаллов в основном состоянии (а), с модифицированным поверхностным слоем (б); $\varepsilon = 2.4\%$, стрелками указано направления растяжения

Работа выполнена в рамках гранта Российского фонда фундаментальных исследований №10-08-00084-а.

1. Формирование мезоскопических складчатых структур на поверхности поликристаллов стали ЭК-181 в условиях одноосного растяжения / А.В. Панин [и др.] // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 4. С. 57–67.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 20Х23Н18, ПОДВЕРГНУТОЙ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Сизов В.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Белоусова Я.В., Мясникова В.И.,
Гришунин В.А., Иванов Ю.Ф. *, Громов В.Е.

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

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

Целью работы является исследование структуры и фазового состава, выявление механизма разрушения стали аустенитного класса 20Х23Н18, подвергнутой облучению высокоинтенсивным электронным пучком и последующим испытаниям в условиях многоциклового нагружения. Предварительная термическая обработка привела к формированию в стали поликристаллического состояния. В объеме зерен присутствует дислокационная субструктура в виде сеток; скалярная плотность дислокаций $\sim 4,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Термическая обработка стали сопровождается двойникованием; выявляются микродвойники одной, значительно реже, двух систем двойникования. Термическая обработка стали приводит к формированию внутренних полей напряжений. Источниками полей напряжений являются границы зерен и микродвойников, а также границы раздела частица/матрица. О том, что именно эти элементы структуры стали являются источниками внутренних напряжений, свидетельствуют особенности в расположении изгибных экстинкционных контуров.

Высокоинтенсивная электронно-пучковая обработка поверхности стали сопровождалась высокоскоростным плавлением и кристаллизацией поверхностного слоя толщиной до 10 мкм. Анализ поверхности облучения, выполненный методами сканирующей электронной микроскопии, выявил формирование разнотекстурной структуры. Размеры зерен поверхностного слоя изменяются в пределах от 10 мкм до 100 мкм. В объеме зерен обнаруживается структура ячеистой кристаллизации, размеры ячеек изменяются в пределах от 200 нм до 400 нм.

Анализируя результаты, полученные при исследовании стали 20Х23Н18 можно заключить, что усталостное нагружение образцов, предварительно обработанных электронным пучком, приводит к фрагментации структуры и формированию областей с критической субструктурой, не способной к дальнейшей эволюции, т.е. исчерпавшей ресурс пластичности (усталостной долговечности) материала. Области материала с критической структурой формируются в зоне взаимодействия микродвойников деформации и, по всей видимости, являются местами зарождения микротрещин. Следовательно, возможной причиной разрушения стали 20Х23Н18, подвергнутой предварительной обработке электронным пучком, является множественное микродвойникование, обусловленное, очевидно, низкой энергией дефекта упаковки материала.

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

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х13

Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. *, Белоусова Я.В.,
Комиссарова И.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru
* Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
yufi@mail2000.ru*

Целью работы являлось изучение зеренной структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой высокоинтенсивной обработке электронным пучком. В качестве материала исследования использовали сталь марки 20Х13. Термическая обработка стали состояла в отжиге при температуре 980 °С (3 часа) и последующей закалке в воде. Электронно-пучковую обработку осуществляли на установке «СО-ЛО» (ИСЭ СО РАН).

В исходном состоянии исследуемая сталь являлась поликристаллическим агрегатом, в объеме зерен которого, в результате закалки, была сформирована мартенситная структура. Зерна имели неравноосную форму, что вызвано предварительной термомеханической обработкой стали. Средний размер зерен: продольный 19,8 мкм ($\sigma = \pm 8,0$ мкм); поперечный 12,4 мкм ($\sigma = \pm 5,0$ мкм). По границам зерен наблюдаются частицы второй фазы, которые являются, предположительно, карбидами железа и хрома.

После обработки стали при плотности энергии пучка электронов $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$, соответствующей режиму начального плавления (частично исчезают дефекты (царапины), внесенные при полировке), на поверхности стали формируется слой, характеризующийся ультрамалым размером зерен: средние продольные размеры 3,6 мкм ($\sigma = \pm 1,4$ мкм); поперечные – 2,2 мкм ($\sigma = \pm 0,93$ мкм). Особенно сильно формирующейся структуры является присутствие по границам зерен большого количества частиц второй фазы.

Электронно-пучковая обработка поверхности стали при плотности энергии пучка электронов $E_s \geq 15 \text{ Дж/см}^2$ соответствует режиму плавления поверхностного слоя. В результате высокоскоростной кристаллизации и последующего охлаждения в поверхностном слое стали формируется зеренная структура двух масштабных уровней. К первому из них отнесем зерна, размеры которых изменяются в пределах от 15 до 150 мкм; ко второму – зерна, размеры которых изменяются в пределах десятых долей – единиц микрометра. Зерна второго масштабного уровня при обработке стали электронным пучком с плотностью энергии 15...25 Дж/см² располагаются по границам и в стыках границ крупных зерен.

Таким образом, в сталях ферритного класса рекристаллизация сопровождается полиморфными превращениями. В этом случае процесс разбивается условно на две стадии: 1) зарождение и рост кристаллитов (зерен) новой фазы до их столкновения и 2) рост одних зерен (кристаллитов) новой фазы путем поглощения других зерен этой же фазы (так называемая стадия собирательной рекристаллизации). Первая стадия представляет собой фазовую перекристаллизацию, вторая – структурную рекристаллизацию.

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

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е.

ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsu.ru

К настоящему времени установлено, что микротвердость оказывается чувствительной характеристикой к воздействию слабыми энергетическими источниками. К сожалению, в литературе отсутствуют экспериментальные данные по влиянию магнитного поля на микротвердость монокристаллов цинка, хотя имеются зависимости, показывающие увеличение среднестатистического пробега дислокаций при воздействии магнитным полем. Поскольку между подвижностью дислокаций и микротвердостью существует определенная связь, исследования направленные на изучение влияния магнитного поля на микротвердость монокристаллов цинка становятся интересны с научной точки зрения. В данной связи целью настоящего исследования является изучение влияния слабых магнитных полей на микротвердость монокристаллов цинка.

Количественно эффект влияния магнитного поля характеризовался относительным изменением микротвердости.

Основные результаты работы представлены на рисунках 1а и 1б.

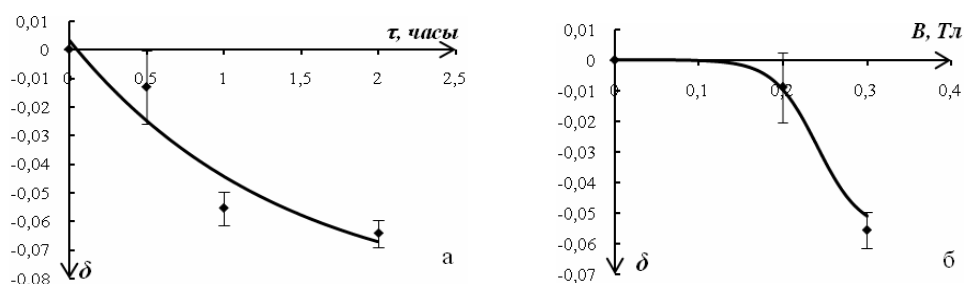


Рис. 1. Зависимость относительного изменения микротвердости (δ) от времени (τ) обработки магнитным полем 0,3 Тл (а); от индукции магнитного поля B (б)

Анализ рис.1а показывает, что увеличение времени выдержки в магнитном поле приводит к уменьшению относительного изменения микротвердости, что коррелирует с экспериментальными данными по увеличению подвижности дислокаций при увеличении времени выдержки в магнитном поле монокристаллов цинка.

Из рис.1б видно, что увеличение индукции магнитного поля приводит к резкому снижению относительного изменения микротвердости, причем в интервале значений индукции магнитного поля $0 \text{ Тл} < B < 0,15 \text{ Тл}$ эффект влияния магнитного поля не выражен.

Природа влияния магнитного поля, по-видимому, связана с откреплением дислокаций от парамагнитных центров под действием магнитного поля. На это указывает корреляция между снижением микротвердости и увеличением подвижности дислокаций в условиях воздействия постоянным магнитным полем.

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

ГРАДИЕНТНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ФОЛЬГЕ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Сурикова Н.С.^{1,2}, Панин В.Е.¹, Елсукова Т.Ф.¹

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

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,

surikova@ispms.tsc.ru

В работе проведено исследование и аттестация дефектной структуры и механизмов интенсивной пластической деформации (ИПД) высокочистого алюминия на микро- и мезо масштабном уровне в условиях многоциклового усталости с одной закрепленной поверхностью [1]. В экспериментах фольги высокочистого поликристаллического алюминия А999 (отожженные при 513 К, 15 мин) толщиной $t = 70\text{--}190$ мкм наклеивали на плоскую подложку и подвергали знакопеременному изгибу с амплитудой ± 1 мм и частотой 430 мин^{-1} при $T = 293$ К. При деформации подложка нагружалась упруго, а фольга пластически. Исходный размер зерна в фольге составлял $d_{\text{ср}} \sim 200$ мкм. После проведения испытаний фольги алюминия отклеивали от подложки и изучали металлографическую картину следов деформации на лицевой и оборотной поверхности фольги (оптический микроскоп Zeiss Axiovert 25CA). Тонкую структуру деформированных фольг исследовали методом электронной просвечивающей микроскопии на микроскопе CM-12 Phillips. Уникальный способ ИПД позволял получать на образцах алюминия сверхвысокие степени деформации без достижения разрушения и изучать нормальное к плоскости образца распределение пластического течения.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования показали высокую неоднородность распределения деформации, как в плоскости фольги алюминия, так и в направлении нормальном к ней, тем не менее, удалось установить эволюцию дефектной структуры алюминия вплоть до $N \sim 5 \cdot 10^6$ (N – количество циклов деформации). При небольших степенях деформации ($N \sim 10^2\text{--}10^4$) в отдельных зернах материала наблюдаются разные структурные состояния: отдельные дислокации с векторами Бюргерса $\mathbf{b} = 1/2a\langle 110 \rangle$ в плоскостях первичного сдвига $\{111\}$, дислокационные петли, дислокационные сетки, хаотически распределенные скопления дислокаций и слабо разориентированная ячеистая структура. В интервале деформаций $N = 10^5\text{--}10^6$, когда в приповерхностном слое алюминиевой фольги начинают развиваться процессы экструзии, происходит качественное изменение структуры с формированием высокоподвижных малоугловых деформационных границ, субзерен, полос локализованной деформации и объемов материала с дипольными и мультипольными разориентировками кристаллографических плоскостей.

Дальнейшее накопление деформации приводит к формированию в материале структурного состояния, которое характеризуется сложным слоистым квазипериодическим распределением «доменов» с мультипольными разориентировками. Оценка компонент кривизны отражающих плоскостей и величины локальных внутренних напряжений в доменах дает значения $\chi_{ij} \approx 3\text{--}6$ град/мкм и $\sigma_{\text{лок}} = 160\text{--}280$ МПа $\approx G/200\text{--}G/100$ (G – модуль сдвига в алюминии). Развитие таких структур можно классифицировать как механизмы фрагментации сильнонеравновесного материала на субмикро- и наноразмерном масштабном уровне.

1. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Елсукова Т.Ф., Егорушкин В.Е., Почивалов Ю.И. Наноструктурированные фазовые границы в алюминии при циклической интенсивной пластической деформации. /Физическая мезомеханика. – 2009.– Т. 12. – № 6. – С. 5–15.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ И ЖЕСТКОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Сурикова Н.С.^{1,2}, Деревягина Л.С.¹, Корзникова Е.А.³, Кондратьева Н.М.²

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

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*

surikova@ispms.tsc.ru

Методами механических испытаний на одноосное растяжение и сжатие, электронной просвечивающей и растровой микроскопии исследованы механизмы пластической деформации и разрушения закаленных монокристаллов TiNi(Fe, Mo) в температурном интервале 77–773 К. Установлено, что микромеханизмы разрушения зависят от ориентации кристалла, уровня достигаемых прочностных свойств, жесткости напряженного состояния (растяжение или сжатие) и температурного интервала деформации.

Выявлено, что при пластической деформации в высокотемпературной В2 фазе (интервал температур $M_d \div 773$ К) кристаллы с ориентациями вблизи полюсов $\langle 111 \rangle$ и $\langle 112 \rangle$ стандартного стереографического треугольника, являются «мягкими» как при растяжении, так и при сжатии. Они характеризуются низким пределом текучести, высокой пластичностью (40–80%) и вязким характером разрушения. Температура начала пластического течения аустенитной фазы, M_d , зависит от уровня деформирующих напряжений и основного действующего механизма пластической деформации: дислокационного скольжения по системам $\langle 001 \rangle \{100\}$ и $\langle 001 \rangle \{110\}$ или механического двойникования В2 фазы. Закаленные $[001]$ -кристаллы в указанном температурном интервале являются высокопрочными ($\sigma_{0,1} \sim C_{44}/40 - C_{44}/20$, C_{44} – модуль упругости). При более жесткой схеме нагружения – растяжении, они разрушаются хрупким сколом, достигая пластичности 0–10 %, а при сжатии деформируются локализованным образом с образованием мезополос деформации при более низком напряжении, проявляя тем самым асимметрию предела текучести. Температура M_d в кристаллах с ориентацией оси растяжения $[001]$ на 150–200° С выше, чем в кристаллах «мягких» ориентаций.

При понижении температуры и переходе на стадию мартенситного превращения, инициируемого нагрузкой (интервал температур $M_n \div M_d$), кристаллы всех ориентаций при растяжении испытывают хрупко-вязкий переход (ХВП), при котором меняется целый комплекс характеристик материала: снижается пластичность до 0–3%, плоскостями разрушения становятся плоскости перпендикулярные оси деформации, увеличивается дисперсия при определении напряжения разрушения, напряжения разрушения подчиняются уравнению Клайперона–Клаузиуса. Природа ХВП заключается в смене механизма деформации от дислокационного скольжения к мартенситу напряжений и в особенностях роста мартенситных ламелей в закаленных монокристаллах никелида титана.

При сжатии в интервале температур $M_n \div M_d$ закаленные $[001]$ -кристаллы проявляют явление эффекта памяти формы и сверхэластичности, в отличие от кри-

сталлов других ориентаций. Исследование деформационной структуры кристаллов обнаружило общие закономерности – важным механизмом пластической деформации, наряду с дислокационным скольжением и механическим $\{100\}$ -двойникованием мартенсита В19', является образование различных типов двойников В2 фазы. Детальное изучение кристаллографии двойников и эволюции их микроструктуры показало, что в зонах двойникования существует значительная кривизна кристаллической решетки (10–20 град/мкм) и высокий уровень локальных внутренних напряжений ($\approx C_{44}/40 - C_{44}/30$). В работе получены экспериментальные подтверждения формирования двойников В2 фазы механизмом локального обратимого (В2→В19'→В2) мартенситного превращения.

ПОВРЕЖДЕННОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Веретенникова И. А., Смирнов С. В., Вичужанин Д.И.

*Федеральное научное бюджетное учреждение Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия,
irincha@imach.uran.ru*

Выявление закономерностей пластической деформации и разрушения многослойных сталей в различных условиях внешнего нагружения представляет собой актуальную задачу, решение которой позволит получить конструкционные материалы с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, разработать эффективные и экономичные технологические процессы производства материалов и изделий из них. Для анализа и оптимизации технологических процессов обработки металлов давлением широко используются модели когезионного разрушения, оценивающие поврежденность однослойных металлических материалов. При деформации слоистых металлических композитов появляется фактор межслойного расслоения на границе разнородных материалов (адгезионное разрушение). Цикл экспериментальных исследований процесса разрушения и деформации композиционных металлических материалов, полученных после сварки взрывом («сталь 3 + сталь 08Х18Н10Т» и «сталь 12Х18Н10Т + сталь 20 + сталь 12Х18Н10Т»), позволил выявить закономерности разрушения многослойных сталей и сформулировать модель межслойного разрушения при пластических деформациях в комбинации с известными моделями когезионного разрушения. Модель основана на сопоставлении результатов физических экспериментов и конечно-элементного моделирования процессов прокатки, отрыва, сдвига и осадки.

Даны рекомендации по совершенствованию процесса деформированию композитов, полученных сваркой взрывом, которые могут быть использованы на предприятиях, выпускающих листовые композиционные материалы методами обработки металлов давлением.

Работа выполняется при частичной финансовой поддержки Программы Президиума РАН №25 и грант РФФИ 11-08-12126.

ФОРМИРОВАНИЕ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ С МИКРОЛЕГИРУЮЩИМ КОМПЛЕКСОМ

¹Трякина Н.Ю., ¹Приймак Е.Ю., ²Соколов С.О., ¹Крылова С.Е.

¹ОГТИ (филиал) ОГУ, г. Орск, Россия

²ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ»

nadamt@yandex.ru

Проанализирована структура экспериментальных износостойких валковых сталей 100ХЗГ2МТР, 70ХЗГ2ВТБ и 70ХЗГ2ФТР с микролегирующими добавками в литом состоянии. Литая структура сталей 100ХЗГ2МТР и 70ХЗГ2ФТР характеризуется ярко выраженным дендритным строением, причем с существенными различиями (рис. 1). В стали 100ХЗГ2МТР дендриты имеют значительную разветвленность и средний диаметр ветвей около 0,15...0,18 мкм, в то время как в стали 70ХЗГ2ФТР минимальное сечение дендритов составляет порядка 24...26 мкм. При этом они получили менее разветвленное строение и почти округлую форму. Это объясняется различными условиями отвода тепла и градиентом концентраций перед поверхностью затвердевания, обусловленными различиями как в микролегирующих комплексах, так и в содержании углерода.

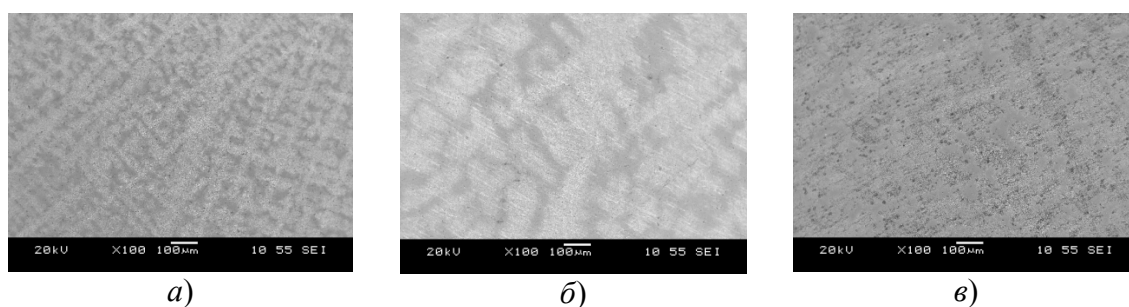


Рис. 1. Микроструктура экспериментальных сталей в литом состоянии: *а* – 100ХЗГ2МТР; *б* – 70ХЗГ2ФТР; *в* – 70ХЗГ2ВТБ

Локальный спектральный анализ дендритной структуры позволил выявить микроликвацию основных легирующих элементов, присутствующих в сталях и участвующих в формировании первичных кристаллов. Оценивалась максимальная ($C_{\text{макс}}$) и минимальная ($C_{\text{мин}}$) концентрации хрома, марганца и кремния, а также коэффициент $C_{\text{макс}}/C_{\text{мин}}$, показывающий степень ликвации указанных элементов в дендритных осях и междендритных пространствах. Показано, что наблюдается значительный разброс концентраций этих элементов в указанных областях, составляющий для хрома значения 1,36, 1,61 и 1,95 в сталях 70ХЗГ2ФТР, 100ХЗГ2МТР и 70ХЗГ2ВТБ, соответственно. Отклонение в составе кремния колеблется от 1,33 до 1,55, а марганца - от 1,05 – в стали 100ХЗГ2МТР, до 1,95 – 70ХЗГ2ВТБ.

Наличие значительно развитой микроликвации литой структуры обуславливает особенности проведения обработки сталей в исходном состоянии для дальнейшей подготовки структуры к термической обработки. Так, даже длительный отжиг в интервале 1050-1200 °С не привел к выравниванию химического состава, а способствовал лишь перераспределению элементов по матрице и частичному растворению хрупких избыточных фаз. Более однородное распределение элементов и частичное устранение избыточных фаз было получено при проведении высокотемпературнойковки (1180 – 900 °С) с последующим отжигом.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА ПОДЛОЖКУ Cu

Сергеев В.П., Петракова И.В., Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В.,
Панин А.В., Шугуров А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

piv@ispms.tsc.ru

Многослойные системы в виде пленок, покрытий, нанесенных на подложки, являются важными функциональными конструкциями в современной технике. Одним из важных областей применения многослойных конструкций является разработка высокочувствительных датчиков магнитных полей. Предполагается, что использование наноструктурированных пленок с уникальными ферромагнитными свойствами позволит увеличить величину магнитоэлектрических взаимодействий на 2–4 порядка по сравнению с естественными кристаллами.

Целью настоящего исследования являлось изучение магнитоэлектрического взаимодействия в слоистых композициях «сегнетоэлектрик – наноструктурные ферромагнитные пленки».

Объектами исследования являлись многослойные образцы, состоящие из медной подложки с нанесенными ионно-магнетронным осаждением нанокomпозитных покрытий на основе чередующихся слоев Fe_2N и CrN . Поверхность медной подложки предварительно наноструктурировали пучками ионов тяжелых металлов для получения мягкого демпфирующего слоя между подложкой и ферромагнитной пленкой и формирования заданного профиля границы раздела «пленка-подложка».

Измеряли количественную характеристику магнитных шумов, известную как шум Баркгаузена (число скачков Баркгаузена за один цикл перемагничивания), используя цифровой магнитошумовой анализатор «Интроскан» (ООО «НПФ Диагностика», Беларусь). На однослойных образцах обнаружена яркая анизотропия параметров шумов Баркгаузена в зависимости от геометрического расположения датчика. В дальнейшем магнитная анизотропия напыленной пленки учитывалась при напылении многослойных композиций. Последующий слой напылялся с изменением геометрической ориентации образца в камере ионно-плазменного напыления. Это позволило уменьшить анизотропию магнитных свойств для трехслойных и 19-слойных образцов. Получены частотные характеристики параметров шума Баркгаузена для многослойных композиций «магнитная пленка – медная подложка». Обнаружено, что с увеличением частоты тока перемагничивания независимо от способа наноструктурирования подложки наблюдается увеличение шума Баркгаузена. Наименьшие по абсолютной величине шумы наблюдаются на многослойных образцах, подложка которых была наноструктурирована ионами Zr. Были проведены исследования остаточной намагниченности и кривых гистерезиса указанных покрытий в лаборатории технической диагностики ИМАШ УрО РАН.

Обнаружено, наилучшие магнитные характеристики (магнитомягкость, малая коэрцитивная сила, наибольшая остаточная намагниченность) соответствует трехслойной композиции на основе чередующихся слоев Fe_2N и CrN , нанесенных на подложку Cu, предварительно наноструктурированную ионами Zr.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-01-13300-РТ_оми.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ХОДЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Абрамова М.М., Караваева М.В., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
abramovamm@yandex.ru

В настоящей работе исследованы изменения структуры аустенитной нержавеющей стали AISI 316Lв результате интенсивной пластической деформации (ИПД). ИПД реализовали методом равноканального углового прессования (РКУП) с различным количеством проходов (1, 2, 4, 8, 12) при температуре 500 °С. Оснастка для РКУП имела угол пересечения каналов 120°. РКУП подвергали цилиндрические заготовки длиной 60 мм и диаметром 10 мм по маршруту B_c .

Исследование структуры методом оптической металлографии показало, что в образце, отожженном при 500 °С и принятом как образец – свидетель, микроструктура в целом однородна, как и в исходном состоянии, со средним размером зерен 25–30 мкм.

РКУП привело к сильному уменьшению размеров структурных элементов.

После одного прохода РКУП в осевом сечении наблюдается металлографическая текстура. В структуре присутствуют зерна, соизмеримые по размеру с исходным состоянием и зерна меньшего размера. При этом доля малоугловых границ зерен значительно увеличивается по сравнению с исходным состоянием, для которого характерны высокоугловые границы зерен. В тонкой структуре видны субзерна различной формы, размеров и взаимного расположения: наряду с равноосными фрагментами, размер которых составляет 260 ± 30 нм. На темнопольном изображении наблюдаются удлиненные фрагменты. После двух проходов РКУП вытянутость зерен менее заметна, чем после одного прохода. Наблюдаются деформационные полосы, пересекающие весь образец, которые видны и после четырех проходов. Доля малоугловых границ превышает долю высокоугловых. После четырех проходов РКУП структура более однородна. ПЭМ наблюдения указывают на формирование смешанной фрагментированной структуры. Средний размер фрагментов составляет 180 ± 40 нм.

Размер фрагментов после восьми проходов РКУП составляет 170 ± 32 нм. Доля малоугловых границ превышает долю высокоугловых, но в отличие от предыдущего состояния, доля высокоугловых границ намного больше.

После двенадцати проходов РКУП происходит дальнейшее измельчение структуры. Средний размер равноосных фрагментов в этом состоянии составляет 102 ± 24 нм. В микроструктуре практически отсутствуют удлиненные фрагменты. Доля высокоугловых границ повышается по сравнению с предыдущим состоянием от 30% при одном проходе до 60% при 12 проходах.

Таким образом, в результате РКУП сформировалась микрокристаллическая структура, зерна которой содержат СМК-фрагменты. Структура характеризуется слабым измельчением исходных аустенитных зерен от 35 до 19 мкм, но при этом происходит образование фрагментированной субзеренной структуры, предположительно в результате протекания динамической полигонизации. Размер фрагментированных субзерен лежит в интервале 260–100 нм. Количество высокоугловых границ повышается с увеличением числа проходов РКУП.

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА

Босин М.Е., Гомозов Е.П.

Харьковская гуманитарно-педагогическая академия, г. Харьков, Украина

bosin@yandex.ru

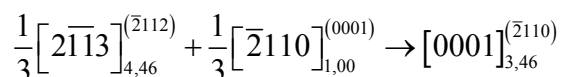
Изучались монокристаллы цинка чистотой 99,997%, которые выращивались методом направленной кристаллизации. Образцы имели размеры $100 \times 2 \times 2$ мм³, продольную ось 0001 и были ограничены плоскостями $\{1\bar{1}00\}$. Структурное состояние изучалось методом избирательного химического травления плоскостей $\{1\bar{1}00\}$. Термоциклирование проводилось по режиму 300 К $\leftrightarrow$ 77 К. Один цикл состоял из охлаждения образца в жидком азоте до 77 К и последующем его отогреве на воздухе до 300 К. При этом измерялось добавочное электросопротивление ΔR в зависимости от числа термоциклов βc . Структурное состояние исходных образцов характеризуется плотностью базисных $\rho b = 104$ см⁻² и пирамидальных $\rho p = 103$ см⁻² дислокаций.



Рис.1

Термоциклирование приводит к существенному количественному изменению структурного состояния образцов. Плотность базисных дислокаций увеличивается до $\rho b = 106$ см⁻². При этом образуются малоугловые границы наклона, плотность которых увеличивается с ростом βc . На рис. 1 приведена картина травления плоскости 1100 образца после трёх циклов термообработки. Малоугловая граница наклона располагается вдоль 0001 и имеет линейную плотность краевых базисных дислокаций $\rho L = 103$ см⁻¹. Отметим, что дислокационные ямки

травления располагаются неоднородно. Наблюдаются диполи с высотой $h = 2$ мкм и локальные увеличения плотности базисных дислокаций вблизи малоугловых границ, что наглядно показывает эволюцию процесса их формирования. На отдельных участках границы наблюдаются искривления; места искривления характеризуются наличием пирамидальных дислокаций и продуктами их взаимодействия с базисными, ямки травления которых отличаются от базисных большей глубиной и более тёмным контрастом. Взаимодействие дислокаций связывается с протеканием реакции:



где индексы справа вверху около величин векторов Бюргерса отмечают плоскости залегания дислокаций, а цифры справа внизу показывают величины относительных энергий дислокаций. Реакция энергетически выгодна; результирующая дислокация является сидячей (призматической), что приводит к искривлению границы.

Обнаружено увеличение электросопротивления ΔR с числом циклом термосмен, которое (в силу того, что деформация вследствие термоциклирования не превысила $\epsilon p \approx 2 \cdot 10^{-2}$ %) связано, в основном, с эволюцией структурного состояния образцов при теплосменах. Начало стадии сильной зависимости $\Delta R(\beta c)$ чётко коррелирует с образованием малоугловых границ наклона.

МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Караваева М.В., Киселева С.К., Зарипов Н.Г., Валиев Р.З. Клевцов Г.В.**,

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа Россия,

RZValiev@mail.rb.ru

* Оренбургский государственный университет, Россия, Оренбург,

Klevtsov11948@mail.ru

В работе представлены результаты исследования влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) на структуру, механические свойства и механизм разрушения образцов среднеуглеродистой стали 45 (0,45%С; 0,27 % Si; 0,65 % Mn). Заготовки из закаленной стали диаметром 10 и толщиной 0,2 мм подвергали КГД при температурах 300; 350; 400; 450 °С, число оборотов $N = 5$ при давлении $P = 5$ ГПа. Средний размер зерен после данной обработки составлял 100 нм. Микротвердость стали после КГД измеряли вдоль диаметра заготовки с шагом 0,5 мм на микротвердомере MICROMET 5101 при нагрузке 0,1 кг в течение 10 сек.

Из заготовок вырезали микрообразцы с длиной рабочей части 2 мм и толщиной 0,1 мм, которые испытывали на растяжение. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Микрофрактографические исследования проводили в растровом электронном микроскопе JSM-6490LV.

После закалки микротвердость стали с мартенситной структурой составляет $HV = 8680$ МПа. Нагрев стали перед деформацией приводит к развитию процесса отпуска и снижению микротвердости до $HV = 4000...5000$ МПа в зависимости от температуры предварительного нагрева, определяющей степень распада мартенсита.

После КГД наблюдается значительное повышение твердости стали. Максимальное упрочнение (до 10630 МПа) наблюдается на периферийных участках после деформации при температуре 350 °С. При этой же обработке наблюдаются максимальные прочностные характеристики: предел прочности повышается до 2650 МПа, предел текучести – до 2397 МПа. Относительное удлинение стали составило более 3%, что в 2,5 раза выше, чем у закаленной стали. Получение таких свойств обеспечивается структурой,

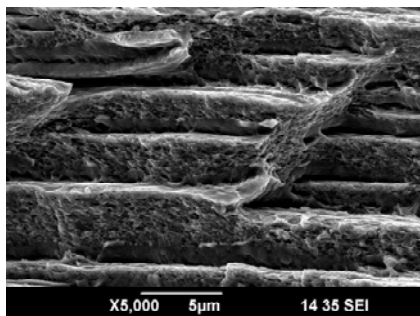


Рис. 1. Микрорельеф поверхности излома микрообразца после КГД

которая формируется в условиях деформации при повышенной температуре: ферритная матрица с характерными размерами зерен около 100 нм и равномерно распределенными карбидами размером 10 нм.

Анализ изломов образцов после растяжения свидетельствует о неоднородном протекании деформации в процессе КГД. Изломы распадаются на отдельные фрагменты, внутри которых наблюдается вязкое разрушение с ямочным микрорельефом (рис. 1).

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

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, ДАВЛЕНИЕМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ

¹Гладковский С.В., ¹Смирнова С.В., ¹Бородин Е.М.,
¹Каманцев И.С., ²Ганеева А.А.

¹Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

gsv@imach.uran.ru

Слоистые композиты на металлической основе в настоящее время рассматриваются в качестве перспективных материалов конструкционного и функционального назначения. Однако их техническое применение в изделиях и элементах конструкций, работающих в сложных температурно-силовых условиях, ограничивается отсутствием систематизированных данных по механическим свойствам и характеристикам сопротивления разрушению при различных видах нагружения.

В работе приведены результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб, а также изучены особенности деформации и разрушения полученных сваркой взрывом, давлением и пакетной прокаткой слоистых композиционных материалов (от 3 до 49 слоев) из разнородных металлов и сплавов (низкоуглеродистые стали 20, 08кп, 09ГС, 006/IF 12X18H10T, медь М1, титановый сплав ВТ6, алюминий и его сплавы), включая композиты с порошковыми прослойками.

Выявлены особенности диаграмм растяжения композитов по сравнению с исходными металлами и сплавами и показана возможность прогнозирования прочностных свойств слоистых композиционных материалов с использованием модели одинаковой деформации структурных агрегатов (Б. Карлссон и др., 1975).

Ударные испытания полученных различными методами слоистых композитов на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542M с записью диаграмм «нагрузка-перемещение» показали, что в зависимости от ориентации линии надреза относительно плоскости соединения слоев (по «томозящему» или «разветвляющему» типу) значения KCV и KCU различаются в 2,5-3,5 раза. При этом значения работы распространения трещины (A_p) существенно превышают работу зарождения трещины (A_z) данных материалов.

На примере полученного пакетной прокаткой 11-слойного композита «Сталь 09Г2С-сплав АМц», показано, что пластифицирующее действие тонких прослоек алюминиевого сплава и диссипация энергии разрушения при отклонении фронта трещины на межслойных границах способствуют сохранению высокого запаса ударной вязкости и динамической трещиностойкости материала вплоть до температуры жидкого азота.

Проведенный анализ диаграмм ударного нагружения совместно с изучением макро- и микростроения изломов позволил проследить стадийность процесса роста трещины в металлических композитах и выявить фрактографические особенности разрушения его отдельных слоев.

Работа выполнена при частичной поддержке Гранта РФФИ-Урал (проект № 10-02-96041), Проекта УрО РАН № 11-1-13-ЯЦ и Программы Президиума РАН № 25 «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

АМД-ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ОБЪЕКТОВ

Кустов А.И., Мигель И.А.

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

Настоящая работа посвящена изучению упруго-механических характеристик твердотельных материалов и определению их зависимостей от внешних воздействий с помощью САМ. Оценка параметров материала, его свойств проводилась как по акустомикроскопическим изображениям, так и по значениям скорости ПАВ в образце или уровню их затухания ($\Delta V/V^0$).

На рис. 1 представлены результаты анализа с помощью САМ размеров зерна стали от времени цементации. 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 v_R .

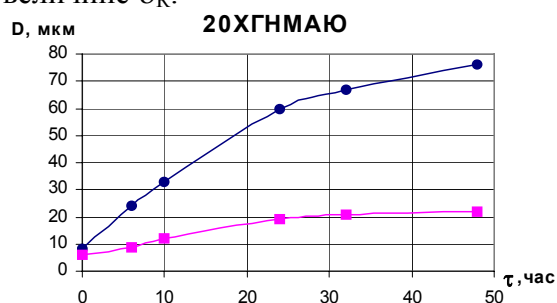


Рис. 1. Зависимости размера зерна (D , мкм) от времени цементации (20ХГНМАЮ)

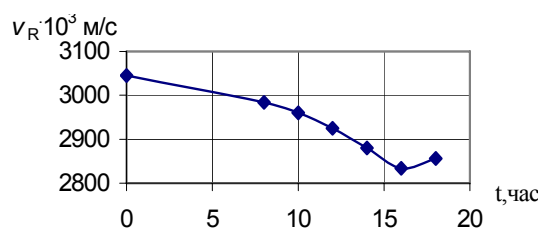


Рис. 2. Зависимость скорости ПАВ в ст. 30ХГТ от времени цементации

Рис. 3 демонстрирует возможность изучения с помощью САМ зависимости пористости материала от температур отжига. Найденная таким образом суммарная пористость образцов в зависимости от температур синтеза и отжига лежала в пределах от 5–12 до 35–40 %. Оценка размера зерна керамики по акустическому снимку дает величины 5–12 мкм, что соответствует средним размерам зерна, определенным другими методами (например, оптическими). Полученная экспериментальная кривая и её анализ с помощью тренда позволяют выбирать оптимальные для достижения характерных значений $\theta\%$ температуры отжига. Для представленной на рис.3 зависимости эти температуры составляют 1550–1570 К. Результаты измерений для ЦТС-22 представлены на рис.4.

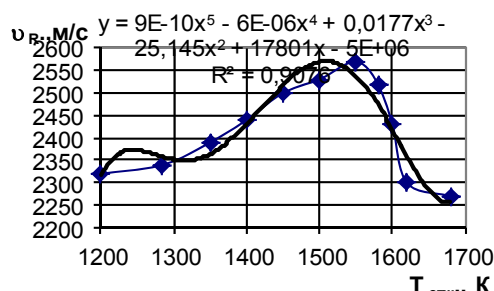


Рис. 3. Зависимость пористости ЦТС-22 от $T_{отж}$

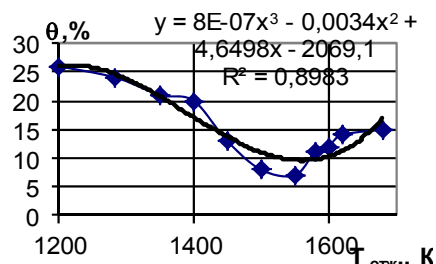


Рис. 4. Зависимость v_R от $T_{отж}$ в ЦТС-22.

РАЗРАБОТКА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ НОВЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРИМЕНЕНИИ АКУСТИЧЕСКИХ ГИПЕРВОЛН

Кустов А.И.*, Мигель И.А.

**Воронежский государственный педагогический университет, Россия*

Военный авиационный инженерный университет, Воронеж, Россия

akvor@yandex.ru

Решение задачи исследования связи физико-механических характеристик материалов и параметров их структуры осуществлялось по двум основным направлениям – контролю структурного строения и измерения физико-механических характеристик. Инструментом исследования являлся сканирующий акустический микроскоп (САМ) [1]. В качестве характеристик были выбраны количество, форма и размер неоднородностей в растре, величина дисперсии (D_v). Выявление набора характерных параметров позволяло судить о степени предельности состояния материала [2].

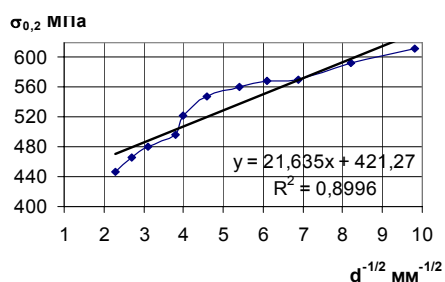


Рис. 1. Зависимость предела текучести от размера зерна стали 15Х2НМФА

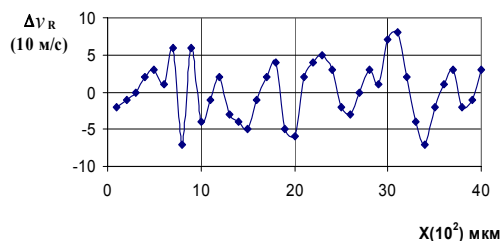


Рис. 2. Дисперсия скорости ПАВ в ст. 09Г2С

расчете модулей E и G . Сравнение полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что измеряя v_R можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$. При использовании же $V(Z)$ – кривых ($\gamma = 0,29$, $\rho = 7840 \text{ кг/м}^3$, $v_d = 1483 \text{ м/с}$) для $d_3^{1/2} = 7 \text{ мм}^{-1/2}$ получили $\sigma_{0,2} = 560 \text{ МПа}$. Одну из ведущих ролей при оценке физических свойств играет степень их однородности. В процессе исследований рассчитывали дисперсию v_R горячекатаной стали 09Г2С. На рис.2 представлены результаты анализа дисперсии для поперечного направления и $T \sim 880^\circ\text{C}$. Значение дисперсии составило $\sim 27,5$. Для продольного направления дисперсия равняется 94,3.

Одной из целей нашей работы было определение прочностных характеристик. В качестве критерия прочности был выбран условный предел текучести σ_{02} . Прочность оценивалась как в режиме визуализации, так и по $V(Z)$ –кривым. Первый метод предполагал визуальное измерение размера зерна материала d_3 с параллельной оценкой величины σ_{02} стандартными методами. Затем использовалось уравнение Холла–Петча, из которого для различных экспериментальных точек рассчитывались значения σ_0 и k . По экспериментальной кривой определяли σ_{02} для выбранных значений d_3 . Полученная экспериментальная кривая представлена на рис.1. Второй метод заключался в измерении величин v_R ,

1. Briggs // Acoustic microscopy – Oxford, UK, - Clarendon Press – 1992-58 p.
2. Kystov A.I., Migel I.A. // NATO Security through Science Series. Springer. 2007. p.451-458.

СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Рубаник В.В.^{2,3},
Рубаник В.В. мл.^{2,3}, Рубаник О.Е.², 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

farad2005@yandex.ru

Одним из применений сплавов с памятью формы являются термомеханические приводы многократного действия. Как правило, в таких объектах элемент из сплава с памятью формы и упругое контртело являются различными телами, соединенными между собой. Однако возможно и другое решение, когда два элемента составляют одно тело. Это может быть реализовано путем соединения элементов холодной сваркой взрывом.

В настоящей работе исследованы свойства биметаллических композитов на основе сплава TiNi с эффектом памяти формы, полученных сваркой взрывом. В качестве объектов исследования выбраны два композита: один, в котором сплав TiNi с эффектом памяти формы соединен с упругим стальным элементом (Ti_{49,3}Ni_{50,7} – X18H10T), и другой – в котором сплав TiNi соединен со сплавом TiNi другого состава (Ti_{49,3}Ni_{50,7} – Ti_{50,0}Ni_{50,0}). В работе исследовали распределения химических элементов и микротвердости в зоне сварного соединения, кинетику мартенситных превращений и функциональные свойства биметаллических композитов, в исходном состоянии (после сварки) и после термообработки при различных температурах. Установлено, что в результате сварки образуется прочное соединение двух пластин без видимых дефектов сварного соединения. Показано, что ширина зоны перемешивания в композите Ti_{49,3}Ni_{50,7} – X18H10T составила ~ 6 мкм, что в сотни раз меньше, чем при других видах сварки. Выявлено, что сварка взрывом приводит к значительной пластической деформации соударяемых пластин, что вызывает изменение кинетики мартенситных превращений. Показано, что отжиг приводит к восстановлению кинетики мартенситных превращений. Установлено, что обратимая деформация биметаллического композита определяется соотношением толщин пластин, входящих в биметаллический композит. При этом максимальная обратимая деформация ограничена упругими свойствами контртела. Так, в композите Ti_{49,3}Ni_{50,7} – X18H10T максимальная обратимая деформация составляет 1.5 %. Однако это в 5 раз превышает значение обратимой деформации, наблюдаемой в сплаве Ti_{49,3}Ni_{50,7} при тех же условиях.

Таким образом результаты исследования показали, что биметаллические композиты на основе сплава TiNi могут быть успешно использованы для создания термомеханических приводов многократного действия.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОГО ГРАФЕНА

Искандаров А.М.^{1,*}, Умено Ё.², Дмитриев С.В.¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия*

²*Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo, Japan*

[*a.iskandarov@gmail.com](mailto:a.iskandarov@gmail.com)

Графен представляет собой плоский моноатомный слой углерода, в котором каждый атом связан валентной связью с тремя соседями. Благодаря своим уникальным механическим, физическим и оптическим свойствам графен может найти различные применения в технике. В последние годы ведутся исследования влияния значительной упругой деформации на механические и физические свойства графена и других наноразмерных углеродных структур, что лежит в основе активно развиваемой технологии упругих деформаций [1]. Обнаружено, что теплопроводность графена и углеродных трубок монотонно падает с увеличением растягивающих напряжений [2]. Однако, несмотря на то, что графен способен выдерживать высокие приложенные деформации и напряжения, проявляя тем самым высокую прочность, важным параметром является характерное время, в течение которого графен остается устойчивым.

В данной работе методом молекулярной динамики изучено влияние температуры на время до разрыва листа графена. К плоскому листу графена прикладывалась однородная деформация, при этом были рассмотрены три вида деформации: одноосные растяжения вдоль направлений «зигзаг» и «кресло», а так же двуосное растяжение. В процессе моделирования температура удерживалась на постоянном уровне до момента разрыва, который фиксировался по резкому скачку потенциальной энергии системы. Установлено, что для всех видов деформации среднее время до разрыва находится в логарифмической зависимости от обратной температуры (рис.1). Также установлено, что вероятность разрыва при заданной температуре и приложенной деформации прямо пропорциональна площади листа графена.

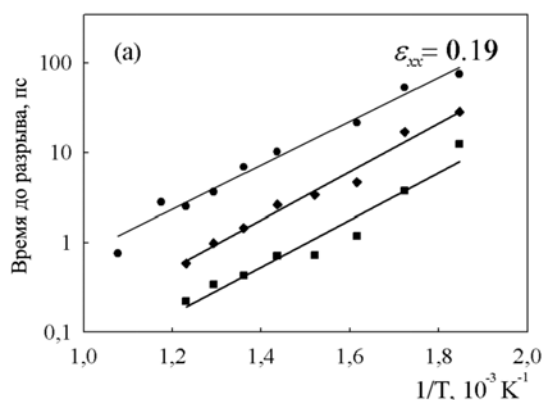


Рис. 1. Время до разрыва графена как функция обратной температуры для растяжения вдоль направления зигзаг. Кружки отображают данные для 512 атомов в расчетной ячейке, ромбы – для 2048 атомов, квадраты – для 8192 атомов.

1. T. Zhu and J. Li., Progr. Mater. Sci. 55, 710 (2010).

2. X. Li, K. Maute, M.L. Dunn, and R. Yang, Phys. Rev. B 81, 245318 (2010).

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОРЩИН В ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТАХ С ЗАКРЕПЛЕННЫМИ КРАЯМИ

Баимова Ю.А., Дмитриев С. В.

*Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности
металлов РАН, г. Уфа, Россия*

julia.a.baimova@gmail.com

Графен, представляющий собой монокристаллический слой углерода, привлекает значительное внимание исследователей благодаря своим уникальным электронным, механическим, физическим и оптическим свойствам. Механические и физические свойства значительным образом зависят от его структуры. Одна из особенностей графена это возможность его отклонения от плоской конфигурации. Было показано, что графен может иметь неровности в виде наноразмерных морщин [1].

Область устойчивости плоского бесконечного листа графена в трехмерном пространстве деформаций, скорости звука и плотности фононных состояний в бесконечном графене были проанализированы в работах [2]. Целью данной работы являлось исследование послекритического поведения графена, а именно исследование одномерных морщин с контролируемой ориентацией, длиной волны и амплитудой, которые могут быть получены в графеновой наноленте с закрепленными краями под действием упругой деформации.

Послекритическое поведение графена исследовалось методом молекулярной динамики. Для нахождения равновесных конфигураций в уравнения движения атомов включался вязкий член, обеспечивающий релаксацию структуры к равновесному состоянию.

Было показано, что область существования морщин в графене подвергнутом плоской деформации может быть разделена на три части: в области I $\sigma_{xx} < 0$, $\sigma_{yy} > 0$, в области II $\sigma_{xx} > 0$, $\sigma_{yy} < 0$, в области III существуют двумерные морщины ($\sigma_{xx} < 0$, $\sigma_{yy} < 0$), а область IV представляет собой область устойчивости плоского листа графена, где морщины не образуются ($\sigma_{xx} > 0$, $\sigma_{yy} > 0$). Одномерные морщины, которые исследуются в данной работе, могут существовать только в областях I и II, где одно из главных напряжений отрицательно, а другое положительно. Так же, наблюдается уширение области существования морщин с увеличением ϵ_{xy} .

Параметры одномерных морщин были проанализированы как функция приложенной деформации. Было показано, что амплитуда и ориентация морщин могут легко контролироваться приложенным напряжением, а длина волны морщин не чувствительна к компонентам напряжения.

Список литературы

1. Meyer C., Geim A.K., Katsnelson M.I., Novoselov K.S., Booth T.J., Roth S. / Nature. 2007. № 446. P. 60.
2. S.V. Dmitriev, J.A. Baimova, A.V. Savin, Y.S. Kivshar, Comput. Mater. Sci. / 2012. № 53. P. 194.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Наседкина Я.И., Большаков Б.О., Александров И.В., Мусин Ф.Ф.,
Астанин В.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет

nasedkina_yana@mail.ru

Разработан оптико-акустический метод анализа процессов пластической деформации и разрушения на поверхности и в теле материалов. Метод совмещает в себе достоинства оптического метода, позволяющего в режиме реального времени контролировать процессы на поверхности, и метода акустической эмиссии, позволяющего исследовать процессы, протекающие в теле заготовки при пластической деформации. Для реализации оптико-акустического метода на один из захватов универсального динамометра крепится датчик пьезоэлектронного преобразователя акустико-эмиссионной системы МАЛАХИТ АС-12А для регистрации и анализа акустических волн, распространяющихся в теле и зависящих от наличия внутренних дефектов кристаллического строения, и калибруется система VIC-3D, позволяющая фиксировать поля пластической деформации на поверхности деформируемой заготовки. Заготовки представляли собой пластины крупнозернистой трансформаторной стали с поперечным концентратором напряжений.

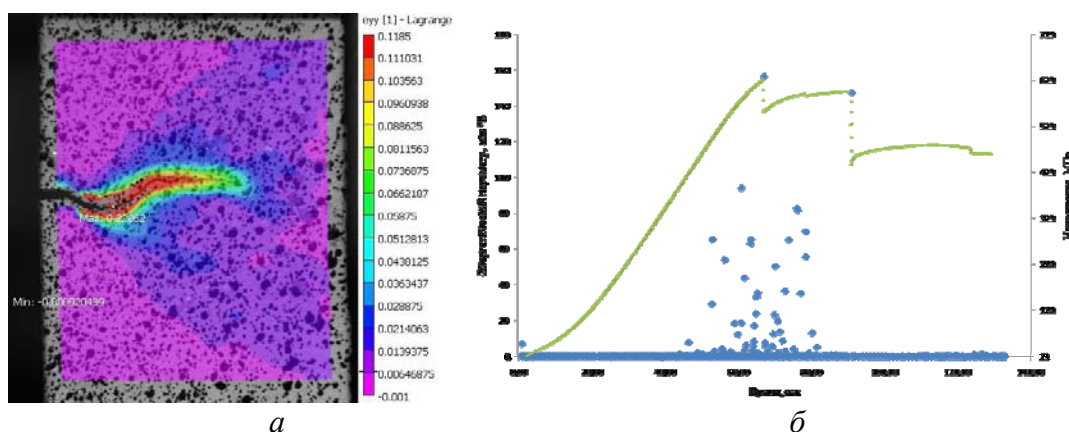


Рис. 1. Распределение продольной деформации ε_{yy} в пластине с поперечным концентратором напряжения (а) и совмещенная диаграмма нагрузки и сигналов АЭ (б)

На 48 секунде испытания происходит резкий скачок энергии амплитуды (рис 1,б), вероятно это связано с развитием трещины. В этот момент наибольшая деформация (рис 1,а) сосредоточена вдоль развивающейся трещины. Таким образом, одновременные наблюдения за изменениями нагрузки, деформации и сигналами АЭ позволяют установить соответствие между характером, локализацией разрушения и амплитудой сигнала. Полученные данные могут быть использованы для идентификации и прогнозирования развивающихся трещин в реальных изделиях.

1. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. – University of South Carolina, Columbia, SC, USA, 2009. – 364 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЭЛЕКТРО-ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

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

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

В настоящей работе представлены результаты совместного действия наводороживающей среды и импульсного электрического тока на механические свойства металлических стекол.

В качестве экспериментального материала были выбраны металлические стекла на основе Co и Fe. Размеры образцов: $\sim 3,5 \times 0,02 \times 40$ мм. Наводороживание исследуемых материалов производилось в растворах NACE + 100 мг/л H_2S и NACE + 400 мг/л H_2S в течение 24 часов. Одноосное растяжение образцов производилось на разрывной машине Instron-5565 при одновременном воздействии импульсов электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс.

Экспериментально установлено, что характер деформации наводороженных образцов не отличается от образцов не подвергнутых этому влиянию. Пропускание импульсного тока вызывало спад механического напряжения в образцах [1]. Однако, при воздействии раствора NACE + 400 мг/л H_2S и NACE + 100 мг/л H_2S на сплав на основе Fe это спад увеличивается на $\Delta\sigma \approx 10\%$ по отношению к образцам этого же сплава, но не подвергнутых наводороживанию. Таким образом, концентрация раствора не влияет на величину спадов механической нагрузки в образце.

Воздействие наводороживающей среды на сплавы на основе Co не влияет на значения спадов механического напряжения. По-видимому наводороживание не вызывает в них какие-либо структурные превращения, которые смогли бы изменить их механические свойства. Однако отмечено, что значения спадов механического напряжения на сплавах на основе Co заметно больше ($\sim 30\%$) по сравнению со спадами, образовавшихся в результате пропускания импульсного тока на сплаве на основе Fe.

Полученные результаты позволяют говорить о том, что наиболее чувствительным к импульсному току являются образцы на основе Co, что объясняется большими спадами механического напряжения при одной и той же величине подаваемого тока. Данные зависимости сохраняются при воздействиях раствора NACE + H_2S разной концентрации, а также при его отсутствии. Однако, в образцах на основе Fe наводороживающая среда вызывает увеличение спадов механического напряжения в материале, независимо от концентрации раствора.

Список литературы

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

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кузнецов П.М.,
Федотов Д.Ю.

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

Целью работы было исследование изменения свойств металлических стекол (МС) при локальном лазерном воздействии. Исследования проводили на образцах объемных МС систем Zr–Ti–Cu–Ni–Al (52,5% Zr) и Pd–Cu–Ni–P (40% Pd), а также на образцах ленточных МС на основе кобальта с различным его содержанием. Для воздействия лазерного излучения на поверхность МС использовали лазерную установку «ЛТА-4-1» ($\lambda = 1064$ нм), позволяющую получать импульсы различной формы и длительности. В ходе эксперимента использовался импульс длительностью $\tau = 3$ мс, форма импульса – колокол. Облучение производилось с различными значениями энергии импульса. Часть образцов предварительно была подвержена термической обработке в печи с выдержкой 10 мин при температуре ~ 673 К. Разрушение образцов ленточных МС осуществляли на разрывной машине Instron 5565 со скоростью движения захватов $v = 0,1$ мм/мин.

Установлено, что лазерное воздействие с энергией импульса не приводящей к проплаву не влияет на прочностные характеристики материала. Отмечено, что проплав, наблюдаемый на образцах, находящихся в исходном состоянии образуется при меньших энергиях лазерного импульса в сравнении с отожженными образцами.

В результате воздействия импульсного лазерного излучения на поверхности сплава на основе Zr зона воздействия представляет собой "розетку", состоящую из радиально растущих кристаллов, принадлежащих к ГПУ сингонии, характерной для кристаллического циркония. В сплаве на основе Pd зона воздействия представляет собой вид «лунного кратера». Для исследования механических свойств в зоне воздействия лазерного излучения, образующейся на поверхности объемных МС в сравнении со свойствами поверхности, находящейся в исходном состоянии был использован метод наноиндентирования. По результатам экспериментов по наноиндентированию были рассчитаны нанотвердость и модуль Юнга внутри кратера и в исходном состоянии. В сплаве на основе Zr значительное уменьшение нанотвердости и модуля Юнга связано со структурным превращением металлическое стекло $\rightarrow$ ГПУ кристалл. Рост ГПУ кристаллов Zr идет преимущественно вдоль оси c , в нашем случае она 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 снятия закалочных напряжений, идущими на поверхности. Структурное состояние при этом не изменяется, что обусловлено процессами вторичного стеклования.

Таким образом, установлено, что в зоне воздействия лазерного излучения происходит изменение механических характеристик МС по сравнению с исходным материалом.

КОЛЕБАТЕЛЬНЫЙ РЕЖИМ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ МЕТАЛЛА

Федоров В.А., Кузнецов П.М., Лобачев А.В., Яковлев А.В., Васильева С.В.

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

В качестве источника лазерного излучения использовалась установка ЛТА-4-1, с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного неодимом. Длина волны излучения 1,064 мкм. Использовалась прямоугольная временная форма импульса. В работе исследовались пластины ОЦК сплава Fe-Si (массовая доля Si $\approx 3,4\%$) с размерами 30×15×0,27 мм. Регистрация эрозионного факела производилось с помощью фотозлемента Ф-14 (полоса пропускания в видимой области). Во время воздействия лазерного излучения на образец формируется эрозионный факел. Зависимость фотоздс от времени представлена на рис.1 а). Видно, что в верхней части сигнала появляются осцилляции. Поэтому, данный сигнал подвергался разложению в спектр Фурье.

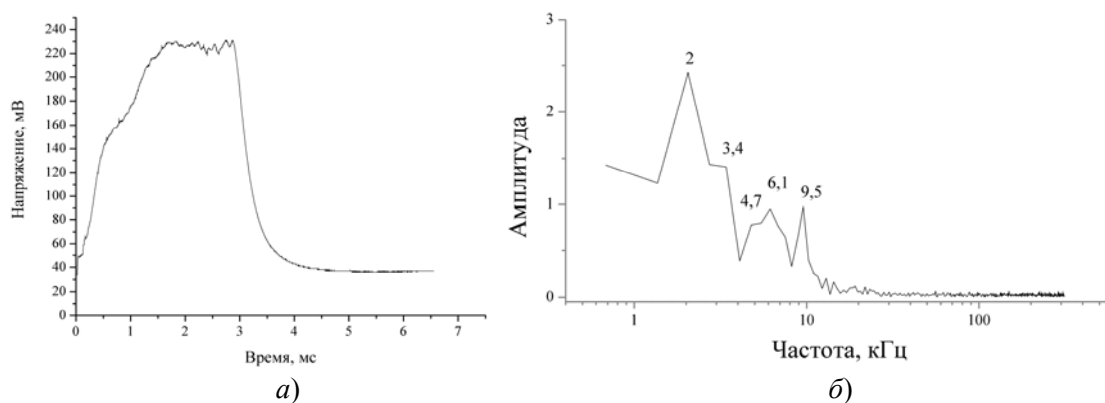


Рис. 1. а – Вид сигнала фотоздс; б – разложение сигнала в спектр Фурье

Спектр сигнала, представленный на рис. 1б содержит несколько характерный частот: 2 кГц, 3,4 кГц, 4,7 кГц, 6,1 кГц – эти частоты можно отнести к автоколебательному режиму эрозионного факела. Частота 9,5 кГц кратна частоте 4,7 кГц, поэтому она является одной из гармоник автоколебаний. Известно, что в случае появления эрозионного факела возможна экранировка лазерного излучения. В результате к поверхности образца прекращается доступ лазерного излучения. Это обстоятельство может служить причиной волнового квазипериодического рельефа, на поверхности кратера, наблюдавшееся в работе [1], где в качестве характеристики рельефа вводится волновое число (количество волн на единицу длины). Модуляция рельефа кратера может быть связано с периодическим воздействием лазерного излучения. Если предположить, что рельеф кратера образуется благодаря только автоколебаниям факела, то, волновое число на лицевой стороне должно составлять $\sim 20\text{--}30\text{ мм}^{-1}$, но в результате эксперимента волновое число, как правило, равно $50\text{--}100\text{ мм}^{-1}$, что в 2,5-3 раза больше. Т.о., автоколебания не вносят существенный вклад в образование рельефа кратера.

1. Федоров В.А., Кузнецов П.М. Динамика рельефа кратера при воздействии лазерного излучения на поверхность сплава железа с кремнием // Материалы международной

ПОЛУЧЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИИ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Слобода А.А., Астанин В. В.

*ИПСМ РАН, Уфа, Россия, УГАТУ, Уфа, Россия,
Ale_xxx55@mail.ru*

Одной из основных проблем в авиационном машиностроении является обработка титановых сплавов т.к. они обладают высокой прочностью и вязкостью. В связи с этим для обработки давлением таких сплавов необходимо применять высокие температуры, что приводит к повышенному окислению и газонасыщению поверхностей, а следовательно неприемлемо для тонкостенных изделий сложной формы. Но используя эффект низкотемпературной сверхпластичности можно снизить температуру изотермической штамповки, значительно уменьшить взаимодействие с атмосферой и существенно повысить прочностные свойства изделий [1].

В качестве примера рассмотрено изготовление защитной накладки из титанового сплава ВТ6 для углепластиковой лопатки вентилятора газотурбинного двигателя. Методомковки и изотермической прокатки была получена ультрамелкозернистая структура в заготовках сплава ВТ6, изучены их реологические характеристики, необходимые для компьютерного моделирования, выполнено моделирование (рис.1) и изготовление имитатора реальной детали при температуре 650°C, постоянной скорости деформации 10^{-1} и коэффициентом трения 0,2. Определена степень деформации, влияющая на формирование структуры, необходимые характеристики технологической смазки и особенности конструкции штампа на получение изделия заданной геометрической формы.

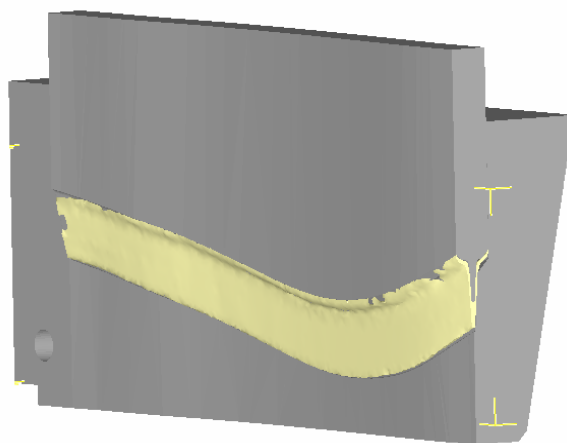


Рис. 1. Математическая модель процесса комбинированного выдавливания накладки

1. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Жеребцов С.В. Смыслов А.М., Сафин Э.В., Мышляев М.М. Механические свойства титанового сплава ВТ6 с субмикрокристаллической структурой, Металлы, №6, 1999г., с. 84-87.

СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Саркеева А.А.¹, Круглов А.А.¹, Гладковский С.В.², Лутфуллин Р.Я.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

aigul-05@mail.ru

Одним из перспективных новых классов металлических материалов являются слоистые материалы, в частности из титановых сплавов. Значительный интерес к данным материалам обусловлен тем, что в них можно существенно повысить сопротивление разрушению, управляя поведением трещины путем ее отклонения от направления магистрального роста. Особенностью строения слоистых материалов, полученных сваркой давлением, является наличие поверхностей соединения, а также характерных дефектов в виде пор. Поэтому характеристики разрушения таких материалов могут зависеть как от ориентированного расположения поверхностей соединения, так и от присутствия пор в зоне соединений.

В данной работе изучено влияние расположения поверхностей твердофазного соединения (ТФС) относительно распространяющейся трещины и протяженности пор в зоне ТФС на сопротивление разрушению слоистого материала из титанового сплава ВТ6.

Слоистый материал в виде плиты получали сваркой давлением тринадцати листовых заготовок толщиной 0,8 мм из титанового сплава ВТ6 промышленного проката по трем режимам. Методика изготовления слоистого материала описана в работе [1]. Для проведения механических испытаний на ударный изгиб вырезали стандартные образцы с размерами 10×10×55 мм³, отличающиеся расположением U-образного надреза относительно поверхностей соединения (рис. 1). Испытания проводили на маятниковом копре Tinius Olsen IT542M с записью диаграмм нагружения.



Рис. 1. Образец для испытаний на ударный изгиб с «разветвляющим» (а) и «тормозящим» (б) трещину расположением поверхностей соединения.

В работе исследованы слоистые материалы с относительной протяженностью пор в зоне ТФС равной 0,01, 0,15 и 0,32. Результаты испытаний показали, что увеличение протяженности пор заметно снижает ударную вязкость образцов с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей соединения и значительно, в 4–6 раз, повышает ее при «тормозящем» трещину расположении поверхностей соединения. Повышение сопротивления разрушению в образцах с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения при увеличении протяженности пор, вероятно, связано с усилением эффекта диссипации энергии разрушения вследствие появления расслоений.

1. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Разрушение слоистого материала с различным расположением поверхностей соединения // Перспективные материалы, 2011, № 12, с. 92-96.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ

Саркеева А.А.¹, Круглов А.А.¹, Астанин В.В.^{1,2},
Большаков Б.О.², Лутфуллин Р.Я.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

²Уфимский государственный авиационный технический университет,

Уфа, Россия

aigul-05@mail.ru

Титановые сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря малому удельному весу, высоким значениям удельной прочности и коррозионной стойкости. При этом структура, сформированная в результате деформационно-термических обработок, определяет многообразный комплекс механических свойств. Уникальные изменения в свойствах наблюдают при переводе материала в наноструктурное (НС) состояние. Формирование наноструктуры в титановом сплаве ВТ6 обеспечивает повышение на 20–30% прочностных характеристик при нормальной температуре и проявление эффекта низкотемпературной сверхпластичности [1]. При этом наноструктура приводит к определенному снижению при нормальной температуре таких характеристик, как пластичность и ударная вязкость. Для понимания механического поведения при разрушении полезен анализ результатов экспериментов по зарождению и распространению трещины. Однако, в литературе количественные данные по вязкости, работе зарождения и распространения трещины при ударном нагружении титановых сплавов с системной привязкой к их структурному состоянию практически отсутствуют.

Цель данной работы – изучить механическое поведение при ударном нагружении титанового сплава ВТ6 в различных структурных состояниях.

В качестве материала использовали двухфазный титановый сплав ВТ6 в трех состояниях: наноструктурном, мелкозернистом (МЗ) и крупнозернистом (КЗ) с пластинчатой морфологией фаз. Механические испытания на ударный изгиб проводили на вертикальном копре Instron CEAST 9350, используя стандартные образцы с U-образным надрезом.

Результаты механических испытаний показали, что максимальную ударную вязкость проявил сплав в КЗ состоянии, минимальную – в НС состоянии. Анализ диаграмм нагружения при ударном изгибе образцов позволил определить количественные значения работы зарождения и распространения трещины. Выявлено, что с уменьшением размеров структурных составляющих в сплаве ВТ6 работа зарождения трещины повышается на 55%, с 17,6 до 27,3 Дж, тогда как работа распространения понижается на 70%. При этом величина ударной вязкости снижается на ~ 20%. Фрактографические исследования свидетельствуют о связи структуры с характером разрушения испытанных образцов. Полученные результаты могут быть использованы для обеспечения высокой конструкционной прочности в изделиях ответственного назначения из титанового сплава, типа сосуда давления или полый лопатки авиационного двигателя.

1. G.A. Salishchev, R.M. Galeev, O.R. Valiakhmetov, R.V. Safullin, R.Ya. Lutfullin, O.N. Senkov, F. H. Froes, O.A. Kaibyshev, Development of Ti-6Al-4V sheet with low temperature superplastic properties, Journal of Materials Processing Technology, 116 (2001) 265-268.

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ВТ6

Попов В.А., Саркеева А.А., Даниленко В.Н., Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

aigul-05@mail.ru

Значительный интерес к субмикрокристаллическим (СМК) материалам, в частности титановым сплавам, обусловлен тем, что их физико-механические свойства значительно отличаются от крупнозернистых аналогов [1]. В связи с этим имеются обширные исследования в этой области. Однако данные по рентгеноструктурному анализу (РСА) СМК титанового сплава ВТ6 практически отсутствуют.

Цель данной работы – провести рентгенофазовый анализ титанового сплава ВТ6 в различных структурных состояниях.

В качестве материала был использован двухфазный титановый сплав ВТ6 в виде листов. В исходном состоянии сплав имел СМК структуру со средним размером зерен 0,18 мкм (состояние 1). Для проведения сравнительных исследований были получены структурные состояния 2, 3 и 4 путем вакуумного отжига при температурах 500, 900 и 1000 °С, соответственно. Сплав в состоянии 2 имел СМК структуру со средним размером зерен 0,21 мкм, в состоянии 3 – микrokристаллическую структуру со средним размером зерен 5 мкм, в состоянии 4 – крупнокристаллическую структуру с пластинчатой морфологией фаз, средний размер β -превращенных зерен составил 103 мкм.

Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07. Использовали CuK_α излучение с фокусировкой по Брега – Брентано со щелями Соллера на первичном пучке и графитовым кристалл - монохроматором на дифрагированном пучке. Обработку экспериментальных данных проводили с использованием программного пакета “Maud” (Materials Analysis Using Diffraction) [2]. Алгоритм программы использует метод Ритфелда [3, 4] называемый в русскоязычной литературе порошковым полнопрофильным методом [5].

По результатам РСА установлено, что сплав ВТ6 во всех структурных состояниях состоит из α - и β -фаз, однако их количественное соотношение различно. С уменьшением структурных составляющих в сплаве наблюдается увеличение количества α -фазы от 81 до 96 %.

1. Салищев Г. А., Галеев Р. М., Малышева С. П. и др. Формирование субмикрокристаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства // Микротом. – 2006. - №2. – С. 19-26.
2. Программный пакет, разработанный под руководством L. Lutterotti, находится в свободном доступе по адресу: <http://www.ing.unitn.it/~maud/esqui>
3. Rietveld H.M. Line profiles of neutron powder-diffraction peaks for structure refinement // Acta Cryst. - 1967.- V. 22. – P. 151-152.
4. Rietveld H.M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures // J. Appl. Cryst. - 1969.- V. 2. – P. 65-71.
5. Сигаловская Ю.И., Урусов В.С. Развитие рентгеновского порошкового полнопрофильного метода уточнения кристаллических структур / В кн. Методы дифракционных исследований кристаллических материалов. – Н.: Наука. Сибирское отделение. – 1989. – С. 59-69.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СТРУКТУРНО-МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РАЗВИТИЕМ СТРУКТУРНОГО МЕХАНИЗМА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Грачев С.В., Жилин А.С.

Структурный механизм релаксации проявляется при релаксации напряжений в метастабильных сплавах. Развитие разного рода структурных и фазовых превращений в процессе релаксации способствует снятию напряжений, при этом часть упругой деформации при релаксации переходит в пластическую деформацию. При интенсивном развитии структурного механизма релаксации происходит полное снятие напряжений и рост пластической деформации. Сравнение величины пластической деформации, полученной в случае сдвигового механизма деформации и деформации, полученной при структурном механизме релаксации показывает, что это различие может быть в 10–100 раз. Таким образом, можно говорить о сверхпластичности, обусловленной структурным механизмом релаксации и её влиянии на поведение различных деталей при силовом нагружении.

В общем случае заданное при релаксации напряжение σ_0 является суммой двух компонент: сдвиговой и структурной.

$$\sigma_0 = \sigma_{\text{упр}} + \sigma_{\text{пл}}$$

В начальный момент времени $\sigma_0 = \sigma_{\text{упр}}$. При протекании процесса релаксации $\sigma_{\text{упр}}$ уменьшается, а $\sigma_{\text{пл}}$ увеличивается в пределе $\sigma_0 = \sigma_{\text{пл}}$. В данном случае $\sigma_{\text{пл}}$ отвечает величине снятого при релаксации напряжения. При интенсивном развитии структурного механизма релаксации пластическая деформация достигает своей предельной величины и становится равной общей суммарной деформации. Снятое при релаксации напряжение может иметь максимальное значение при любом механизме релаксации напряжений, как при диффузионном, так и при бездиффузионном. Например, при мартенситном превращении остаточного аустенита.

При рассмотрении влияния процессов, стабилизирующих структуру сплавов, в частности фазовых превращений, на релаксацию напряжений можно разделить фазовые превращения по характеру протекания на 2 группы: процессы, протекающие по схеме мономолекулярных реакций и процессы, протекающие по схеме консеккутивных (последовательных реакций). Фазовые превращения, протекающие по схеме мономолекулярных реакций ($AB \rightarrow A + B$), происходят с исключением объёма, в котором прошло фазовое превращение из дальнейшего участия в фазовом превращении. Примером фазовых превращений, протекающих по схеме мономолекулярных реакций, может служить мартенситное превращение, двухфазный распад твердых растворов и т.д.

Фазовые превращения, идущие по схеме консеккутивных реакций ($A \rightarrow B \rightarrow C \rightarrow D$) протекают без исключения объёмов, уже участвовавших в фазовом превращении, из дальнейшего участия в фазовых превращениях. Примером фазового превращения, протекающего по схеме консеккутивных реакций, может служить однофазный распад твердых растворов.

При мономолекулярном характере превращений релаксация напряжений в элементарном объёме будет происходить скачком от некоторого начального напряжения до конечного значения.

При консеккутивной схеме релаксирующее напряжение в элементарном объёме проходит через ряд последовательных стадий $\sigma_0 \rightarrow \sigma_{r1} \rightarrow \sigma_{r2} \rightarrow \sigma_{r3} \rightarrow \dots \rightarrow \sigma_{ri}$.

ВОДОРОДНЫЙ МОНИТОРИНГ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

Яковлев Ю.А.

Уран ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия

yura.yakovlev@gmail.com

Водород содержится во всех металлах и сплавах. В отличие от большинства других компонентов сплава, он оказывает очень сильное влияние на механические свойства материалов. Для алюминия концентрация, при которой происходит водородное охрупчивание, составляет 1 атом водорода на 100 000 атомов алюминия. Таким образом, водород является одной из первопричин разрушения.

Влияние водорода на механические свойства металлов изучают уже более 100 лет. Установлено, что большие концентрации всегда приводят к водородной хрупкости[1]. Аккумулирование водорода происходит с локальным образованием пузырей, микротрещин и других дефектов структуры материала. Располагаясь внутри материала в ловушках различной природы (с разной энергией связи водорода в них), водород обладает диффузной подвижностью и под действием различных нагрузок способен перераспределяться, как по объему образца[2], так и по энергетическим состояниям[3]. Для большинства конструкционных материалов (сталь, алюминий) накопление водорода происходит в низкоэнергетическом состоянии, что сильно влияет на прочностные свойства материала. Для титановых и циркониевых сплавов характерно накопление водорода в состояниях с большими энергиями связи (~1,5 eV), при этом возникает состояние сверхпластичности. Таким образом, по мере накопления водорода от минимальных, естественных концентраций до предельно возможных, механические свойства материалов могут существенно изменяться вплоть до достижения состояния сверхпластичности.

Имея информацию о концентрации и распределении водорода по энергиям связи, можно судить о структуре и об остаточном ресурсе материала. Водородный мониторинг материалов – новый вид диагностики структуры материалов, в основе которого лежит информация о количестве и распределении водорода по энергиям связи. Благодаря высокой точности метода становится возможным обнаружение точечных микродефектов. Высокая точность достигается за счет использования промышленного прибора – Анализатора водорода АВ-1, работающего по методу вакуум нагрева.

Водородная диагностика, в большинстве случаев, является методом непосредственного прямого измерения фактора, вызывающего разрушение. Это существенно увеличивает достоверность водородного мониторинга по сравнению с применяемыми в настоящее время методами УЗ дефектоскопии и структурных исследований.

1. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов/ М.: «Металлургия» 1985г.
2. W. Gorsky Theorie der ordnungsprozesse und der diffusion in mischkristallen von CuAu//Sow.Phys., №8, p.443-456., 1935.
3. Полянский, А. М. Методы определения энергий связи водорода в твердом теле, реализованные на базе анализатора водорода АВ-1 / А. М. Полянский, В. А. Полянский, Ю. А. Яковлев // IHISM'07 Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами. Третья международная конференция и Третья международная школа молодых специалистов (г.С. -Петербург, 02-07 июля 2007г.).- Саров, 2007.- с.342-244.

КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Емельянова Е.Ю.¹, Дорофеева Т.И.², Будницкая Ю.Ю.³, Мамаев А.И.¹

¹Томский государственный университет, г. Томск, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

³Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

katrina2710@sibmail.com

В настоящее время наблюдается существенный рост применения алюминия и его сплавов в промышленности, по масштабам производства и применения они занимают одно из первых мест. Однако низкая износостойкость и недостаточная коррозионная стойкость естественной оксидной пленки заметно ограничивают потребления алюминия в качестве конструкционного материала. Несомненно, перспективной является возможность обработки поверхности металла с целью формирования многофункциональных покрытий, в том числе и коррозионностойких.

Для получения защитных оксидно-керамических покрытий на алюминии и его сплавах нами используется микроплазменный метод, основанный на высокоэнергетическом воздействии на образец, помещенный в раствор электролита. В результате обработанная поверхность обладает целым комплексом эксплуатационных характеристик, которые не характерны ни для одного существующего сплава алюминия.

Целью данной работы являлось получение на сплавах алюминия защитных покрытий, пористость которых имела бы несквозной характер, т.к. коррозионная стойкость оксидного покрытия определяется химической инертностью самого покрытия, его равномерностью и отсутствием сквозной пористости.

Метод микроплазменного оксидирования в совокупности с используемой оригинальной системой измерения позволяет контролировать процесс формирования покрытий заданного качества, в том числе пористость, толщину и размер пор, непосредственно в процессе роста покрытия. При необходимости в период микроплазменного оксидирования может осуществляться корректировка параметров системы с целью получения коррозионностойкого покрытия.

Формирование оксидных покрытий производили на прямоугольных образцах (20х30 мм) из сплава алюминия Д16. Образцы обрабатывали в растворах двух электролитов: боратно-фосфатный, содержащий фосфаты, фториды щелочных металлов, а также борсодержащие соединения; силикатный, содержащий метасиликат натрия и гидроокись калия. Оксидные покрытия наносили в импульсном режиме при длительности импульсов 200 мкс, частоте 50 Гц, поляризующем напряжении 300–350 В, время нанесения покрытий 10–20 мин.

При проведении коррозионных испытаний покрытий (ГОСТ 9.302-88 и 9.031-74), имеющих значительную толщину, но характеризующихся наличием сквозных пор, происходит изменение цвета капли испытательного раствора.

При натурном испытании алюминиевых образцов с композиционным покрытием, характеризующимся отсутствием сквозной пористости, в агрессивных средах фтористого водорода в течение 6 месяцев следов коррозии и разрушения покрытия не выявлено.

Таким образом, определили необходимый электролит и режим микроплазменной обработки для получения коррозионностойких оксидно-керамических покрытий на алюминии, не обладающих сквозной пористостью.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Sn–Sb–Cu

Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Фазлыяхметов Р.Ф., Н.П. Барыкин

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук
г. Уфа, Россия
f.f.rustem@mail.ru*

Электрохимическое осаждение имеет ряд преимуществ, по сравнению с другими методами получения покрытий, среди которых можно отметить то, что в процессе электрохимического осаждения не нарушается структура и свойства подложки. В случае применения методов напыления, либо других высокоэнергетических «горячих» методов нанесения покрытий, подложка подвергается интенсивному температурному и механическому воздействию [1, 2], приводящему к существенным изменениям ее структуры и свойств. Однако широкое промышленное применение получили только латунирование, бронзирование, осаждение сплавов золота, магнитных сплавов, что объясняется большой трудоемкостью осаждения сплавов по сравнению с осаждением чистых металлов, а также обусловлено недостаточной изученностью самого процесса осаждения сплавов.

Целью данной работы является получение электрохимических покрытий из тройных сплавов на основе олова и меди на подложке из бронзы и исследование их износостойкости.

В работе получены покрытия следующих составов: Sn–39%Sb–15%Cu; Sn–2%Sb–1%Cu; Cu–32%Sn–4%Sb; Cu–22%Sn–12%Sb; Cu–27%Sb–13%Sn. В качестве подложки применяли бронзу марки БрОС8-12.

Режимы электрохимического осаждения выбирались в соответствии с [1]. Анализ химического состава (соотношения компонентов) и микроструктуры полученных покрытий проводили с помощью микроанализатора «INCA X-ray microanalysis system», установленного на растровом электронном микроскопе «JEOL JSM 840A» и на электронном микроскопе JXA6400.

Испытания на износ проводили на машине трения СМЦ-2 по схеме «диск-колодка» с применением масла КС-19.

Показано, что исследуемые покрытия значительно снижают значения износа и интенсивности изнашивания бронзы БрОС8-12 как на этапе приработки, так и на установившейся стадии.

Полученные составы электрохимических покрытий могут быть рекомендованы в качестве антифрикционных покрытий и применяться в технологии изготовления подшипников скольжения.

1. Г.И. Медведев, Н.А. Макрушин. Электроосаждение сплава Sn-Sb-Cu из сульфатных электролитов с органическими добавками/ Журнал прикладной химии, 2001. – Т.74, вып.8. – С. 1362 -1366.
2. Н.А. Дубинский. Исследование износостойкости композиционных покрытий, полученных электрохимическим способом/ Трение и износ, 2006. – Т.27, №1. – С.78-82.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ТОПОЛОГИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ПОВЕРХНОСТИ

Тявловский А.К.¹, Ажаронок В.В.², Жарин А.Л.¹

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

²Институт физики им. Б. Степанова НАН Беларуси, Минск, Беларусь
andrey_psf@tut.by

Работа выхода электрона (р.в.э.) поверхности представляет собой исключительно чувствительный параметр характеристики свойств поверхности, зависящий от ряда факторов: химического состава поверхности (в том числе наличия адсорбированных веществ), дефектов кристаллической решетки, наличия коррозии, микротрещин, механических напряжений и т.д. [1]. Важным достоинством является возможность неразрушающего бесконтактного измерения р.в.э. методами зондовой электрометрии. При этом сложность разделения вклада отдельных факторов в интегральный измерительный сигнал, низкая воспроизводимость результатов измерений на больших интервалах времени препятствуют активному внедрению методов, основанных на измерениях р.в.э., в практику неразрушающего контроля веществ и материалов.

Разработанная методика предусматривает сканирование исследуемой поверхности с помощью вибрирующего зонда Кельвина (метод Кельвина-Зисмана [2]) с последующим построением карты распределения р.в.э. Измеренные значения представляются условными цветами, или же в виде 3D-графика. Измерения по методу Кельвина-Зисмана являются относительными, что, при отсутствии информации о значении р.в.э. используемого зонда, не позволяет определять абсолютные значения р.в.э. исследуемой поверхности. В то же время, неоднородности распределения р.в.э. в пределах карты позволяют с высокой эффективностью выявлять и локализовать такие дефекты поверхности, как пятна коррозии, в том числе на ее начальных стадиях, зоны усталостных трещин и термических напряжений, а также зоны неравномерного износа при мониторинге процессов трения [3]. Для количественного сопоставления получаемых результатов разработанная методика предусматривает статистическую обработку массива данных о значениях р.в.э. в пределах карты. Обработка включает в себя построение гистограмм распределения значений р.в.э., оценку закона распределения и полуширины гистограммы, вычисление и построение для каждой из карт автокорреляционных функций второго порядка.

Методика реализована в конструкции разработанного и изготовленного в НИЛ полупроводниковой техники БНТУ аппаратно-программного комплекса характеристики прецизионных поверхностей и использовалась, в частности, для исследования процессов упрочнения поверхности металлов при воздействии магнитными импульсами и плазменной обработкой.

1. Zhou, Y., J. Q. Lu, et al. Change in the electronic work function under different loading conditions // Materials Chemistry and Physics. – 2009. – No. 118. – P. 12-14.
2. Zharin, A.L. Contact Potential Difference Techniques as Probing Tools in Tribology and Surface Mapping // Applied Scanning Probe Methods. – 2010. – V. 14. – P. 687-720.
3. Жарин, А.Л. Контроль трущейся поверхности методами контактной разности потенциалов / А.Л. Жарин, О.К. Гусев, А.И. Свистун, А.К. Тявловский // Известия ТулГУ. Технические науки. – Вып. 5: в 3 ч. Ч. 2 / под научной ред. В.Я. Распопова. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. – С. 286-295.

ФАЗОВЫЕ И ХИМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОЙ НИТИ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ

Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А., Тихонина О.В.

Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия

fazlitdinovaag@mail.ru

Рассмотрены экспериментальные данные по влиянию режимов термомеханической обработки (ТМО) на изменение линейных размеров, закономерности структурных преобразований и текстуру полиакрилонитрильного (ПАН) волокна в процессе термостабилизации.

Исследования выполнены на ПАН нитях, изготовленных с применением диметилсульфоксида. Термостабилизацию проводили в изотермических условиях при двух режимах: одностадийная и двухстадийная ТМО. Одностадийная ТМО осуществлялась при 255, 265, 275, 285 и $290 \pm 1^\circ\text{C}$ в атмосфере воздуха и постоянной вытягивающей нагрузке 0,2, 0,6 и 1,0 г/текс. Начальный этап двухстадийной термостабилизации проводили при 180 и 200°C в течение 10 минут, в дальнейшем ПАН волокно подвергалось термообработке при 265°C . Вытягивающая нагрузка при двухстадийной ТМО составляла 0,6 г/текс. Изменение текстуры и параметров структуры материала волокон изучали с помощью рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE.

Структура кристаллической составляющей исходной нити представлена двумя видами ОКР (ОКР1 и ОКР2), отличающимися на порядок средними размерами. Материал текстурирован. Размеры ОКР1 уменьшаются на ~25% при увеличении угла ориентировки относительно оси нити от 0 до 5 градусов.

Во время изотермической обработки ПАН волокна в атмосфере воздуха при различных режимах ТМО наблюдается первоначально пластическое течение материала, которое сменяется усадкой, обусловленной протеканием реакций дегидрогенизации, циклизации и окисления. Этот процесс сопровождается структурными изменениями материала. На начальной стадии термомеханической обработки, соответствующей пластическому течению материала, наблюдается совершенствование структуры ПАН нити, происходит наиболее активный рост размеров областей когерентного рассеивания, ориентированных параллельно оси нити. Этот процесс сопровождается повышением текстуры материала. Дальнейшее продолжение ТМО обуславливает фазовый переход полиакрилонитрила в новую наноструктурированную фазу ОКР3, межплоскостное расстояние которой близко к структуре турбостратного графита. Фазовый переход полиакрилонитрила сопровождается постепенным диспергированием ОКР1, при этом наблюдается нарушение текстуры материала.

Увеличение вытягивающей нагрузки стимулирует процесс текстурирования материала. Повышение температуры термостабилизации, а также вытягивающей нагрузки на жгут обуславливает существенное уменьшение времени, в течение которого развивается процесс диспергирования ОКР1 и образования новой высокодисперсной фазы ОКР3.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СНЯТИЯ ЗАУСЕНЦЕВ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЫ

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

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

natchv@yandex.ru

Важнейшим фактором устойчивого развития является разработка и внедрение новых высокоэффективных технологий улучшения поверхности металлических изделий. К таким процессам можно отнести электролитно-плазменную обработку (ЭПО), основанную на электроразрядных явлениях в системе металл-электролит. ЭПО позволяет проводить: электролитный нагрев, ускоренную химико-термическую обработку, электролитно-плазменное полирование и т.д. Сущность процесса ЭПО состоит в следующем. Если изделие (в качестве катода или анода) поместить в электролитическую ячейку, то при низких напряжениях будет наблюдаться классический электрохимический процесс. При повышении напряжения начинается интенсивное электродное газовыделение, приводящее к формированию приэлектродного газожидкостного слоя. При более высоком напряжении при переходе от пузырькового режима кипения к пленочному возникает тонкая (50-10 мкм) парогазовая оболочка, через которую протекают микроразряды, что сопровождается характерным свечением, образуется электролитная плазма. При анодном процессе в растворах минеральных солей при напряжении 250–350 В и средней плотности тока 0,15–1,5 А/см² происходит полирование электропроводящих материалов с одновременной зачисткой заусенцев и скруглением острых кромок. Варьируя технологическими параметрами (составом электролита, величиной приложенного напряжения, интенсивностью прокачки электролита) можно получить ускоренное (5–20 сек) снятие заусенцев. Механизм съема металла заключается в плазмохимических реакциях в парогазовой оболочке с образованием нерастворимых гидроксидов, выпадающих в осадок. Напряженность поля на выступающих участках поверхности больше, чем на окружающих, поэтому ионизация и соответствующие реакции преобладают на выступах, чем и объясняется приоритетный съем металла на заусенцах. Во время электрического разряда выделяется значительная энергия, оплавливающая вершины выступов, что так же способствует интенсивному снятию заусенцев.

Нами разработана технология электролитно-плазменного снятия заусенцев с рулевой рейки автомобилей марки 1183 Lada Kalina (деталь № 1183-3401068-10), которая по сравнению с другими (механический, электрохимический, метод взрыва) имеет ряд преимуществ: технология не требует сложного технологического оборудования; возможность механизации и автоматизации процесса в условиях любого производства при практически неограниченном ресурсе работы оборудования; универсальность оборудования для обработки изделий сложной конфигурации и различных размеров; возможность локальной обработки при использовании спрейеров и защитных экранов; экологическая чистота вследствие безвредности и низкой токсичности электролитов (растворы NH₄Cl, NaCl); не требуются затраты на нейтрализацию и очистку отработанного электролита, его можно слить в канализацию так как он дешевый и экологически чистый. Проведенные исследования позволили разработать функциональную схему автоматической установки снятия заусенцев с детали № 1183-3401068-10. В настоящее время проводится конструкторская проработка и изготовление установки, которая будет внедрена на ОАО АВТОВАЗ в 2012 г.

ВЛИЯНИЕ СМК СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ

Сафаров И.М.*, Корзников А.В.*, Галеев Р.М.*,
Гладковский С.В.,** Деревягина Л.С.***

* - *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия*

** *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

*** - *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
ilfat@anrb.ru

Получение высокопрочного состояния в низкоуглеродистых малолегированных сталях до сих пор остается важной проблемой для современного машиностроения, поскольку в них не удается достичь высокого уровня механических свойств методами традиционной термической обработки. Кроме того, для данного класса сталей, широко используемых в сложных климатических условиях Дальнего Севера, особенно актуальным является сочетание повышенных механических свойств и хладостойкости. И одним из весьма перспективных направлений решения данной проблемы является разработка методов получения сталей с субмикрозернистой и нанокристаллической структурой.

В работе рассмотрено влияние субмикрокристаллической структуры, полученной методом всесторонней изотермическойковки [1] на прочность и хладноломкость малолегированных низкоуглеродистых сталей 12ГБА и 05ХМНФ.

Проведена детальная аттестация структуры малолегированных низкоуглеродистых сталей после всесторонней изотермическойковки с поэтапным снижением температуры от 700 до 500 °С и истинной степенью деформации $\varphi=6,2$. Полученные стали с субмикрокристаллической структурой находились в неравновесном состоянии. Средний размер структурных элементов зерен в стали 12ГБА составлял 0,3 мкм, в стали 05ХМНФ - 0,4 мкм.

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

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

1. Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A. Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials // J. Mater. Sci. 2008. 43. P.7257-7263.

ЭНДОХРОННАЯ ТЕОРИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ, УЧИТЫВАЮЩАЯ НАЧАЛЬНЫЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ И НАЧАЛЬНЫЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ

Кадашев Ю.И., Пелюхов Р.В., Помыткин С.П.

Технологический университет растительных полимеров,
Санкт-Петербург, Россия
sppom@yandex.ru

В работах [1, 2] была предложена теория пластичности, не основанная на гипотезе существования поверхности текучести. Удобный для практического применения тензорно-параметрический вариант такой теории имеет вид [3]

$$\frac{1}{2G} \left[\sigma_{ij} + \alpha \tau \frac{d\sigma_{ij}}{dr} \right] = \tau \frac{dr_{ij}}{dr} + \frac{r_{ij}}{g + \alpha}, \quad r_{ij} = \varepsilon_{ij} - (1 - \alpha) \frac{\sigma_{ij}}{2G},$$
$$dr = \sqrt{dr_{ij} : dr_{ij}}, \quad r = \int dr, \quad \varepsilon_{ii} = \frac{\sigma_{ii}}{K}, \quad \tau = \tau(r).$$

Здесь σ_{ij} , ε_{ij} , r_{ij} – девиаторы тензоров напряжений, деформаций и вспомогательно-параметрического тензора, α – параметр эндохронности ($0 < \alpha \leq 1$), g – аналог коэффициента упрочнения, τ – аналог деформационного предела текучести, G – модуль сдвига, K – объемный модуль.

В работе [4] была сформулирована статистическая теория пластичности, учитывающая начальные микронапряжения. Постулировалось, что в поликристаллическом материале имеется случайное поле начальных микродеформаций ε_{ij}^0 , не нарушающее макроскопической однородности и изотропности исследуемого тела в исходном его состоянии. Кроме того, предполагалось, что плотность вероятности тензора начальных микродеформаций есть некоторая функция его второго инварианта

$$F(\varepsilon_{ij}^0) = F(\varepsilon^0), \quad \varepsilon^0 = \sqrt{\varepsilon^0 : \varepsilon^0}.$$

В докладе предлагается вариант эндохронной теории пластичности, учитывающий и начальные микронапряжения и начальные микродеформации. Показываются новые следствия, вытекающие из учета начальных микроструктурных неоднородностей материала. Приводятся примеры, демонстрирующие возможности подхода.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 12-01-00587).

1. Кадашев Ю.И. О различных вариантах тензорно-линейных соотношений в теории пластичности // Исследования по упругости и пластичности. Л.:ЛГУ, 1967. N6. С.39-45.
2. Valanis K.C. A theory of viscoplasticity without a yield surface // Archiwum Mechaniki Stosowanej. 1971. Vol.23. N4. P.517-551.
3. Кадашев Ю.И., Помыткин С.П. О взаимосвязи теории пластичности, учитывающей микронапряжения, с эндохронной теорией пластичности // Известия РАН. Механика твердого тела. 1997. N4. С.99-105.
4. Кадашев Ю.И., Новожилов В.В. О влиянии начальных микронапряжений на макроскопическую деформацию поликристаллов // Прикладная математика и механика. 1968. Т.32. Вып.5. С.908-922.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОМЕРНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОМПОНЕНТ СПЛАВА SiGe НА РАВНОВЕСНОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛЕНКИ НА ПОДЛОЖКЕ

Бычков А.А., Карпинский Д.Н.

Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Россия.

karp@math.rsu.ru

Режимы релаксации свободной энергии полупроводниковой пленки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на Si (100) подложке при отжиге, сжатой из-за несовместности решеток пленки и подложки зависит от x и от толщины пленки h [1]. При малых величинах x и h напыленная пленка растет послойно, оставаясь плоской (мала упругая энергия, запасенная в пленке). При средних значениях x и/или h поверхность пленки становится волнистой (вытянутые пологие островки, undulation), а затем при достаточно больших значениях x и h появляются пирамидальные (фасетированные) островки (huts). Дальнейшее увеличение x и h приводит к превращению пирамидальных островков в островки более сложной формы (domes). Наконец, при больших величинах x и h (велика упругая энергия, запасенная в пленке) происходит слияние отдельных domes (когерентных островков) с образованием superdomes (barns), которые содержат дислокации. Отметим, что при низких значениях x и больших величинах h дислокации в пленке зарождаются и в отсутствии domes. Однако, кроме перечисленных механизмов механической релаксации в тонкой пленке, большую роль играет механизм релаксации за счет перераспределения атомов компонент сплава, который исследован недостаточно.

В обзоре [2] подробно обсуждается экспериментальное подтверждение существования механизма релаксации свободной энергии полупроводниковой пленки, связанного с неравномерным распределением ее компонент в островках. Этот механизм релаксации учтен в расчетах, представленных в данном докладе.

Результаты выполненных расчетов показали: 1) перераспределение атомов Ge и Si в полупроводниковой пленке связано с обогащением атомами Ge вершин островков и обеднением впадин между ними; 2) из-за различия упругих модулей Ge и Si происходит дополнительная релаксация упругой энергии в пленке; 3) учет влияния перераспределения компонент пленки приводит к ослаблению условий появления островков на поверхности (переход происходит при меньших размерах островков), этот эффект особенно заметен при малых концентрациях Ge; 4) условия возникновения квантовых точек в виде пирамидальных островков в значительной степени определяются появлением неоднородного распределения компонент сплава SiGe, 5) некогерентные островки и пленка с волнистой поверхностью, содержащие дислокации несовместности подвержены значительному влиянию неоднородности распределения компонент.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-08-00839-а).

1. Berbezier I., Ronda A. SiGe nanostructure. //Surface Science Reports, 2009. V.64. p.47-98.
2. Biasiol G., Heun S. Compositional mapping of semiconductor quantum dots and rings // Physics Reports, 2011. V.500. p.117-173.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П.В.¹, Корзников А.В.², Рахматулина Т.В.¹, Петракова И.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа.

rakhmatulina.tanya@gmail.com

Нано- и субмикрокристаллические (СМК) материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации, обладают рядом необычных физико-механических свойств, которые обусловлены их особой дефектной структурой – большой протяженностью границ разнообразного типа и их неравновесностью [1]. Снижение степени неравновесности структуры СМК материалов достигают путем отжига при низких температурах, чтобы избежать значительного роста зерен и падения механических характеристик.

В данной работе приведено исследование влияния низкотемпературного отжига на зеренно-субзеренную структуру (ЗСС), механические свойства и степень неравновесности границ зерен (ГЗ) СМК меди.

Образцы СМК меди в форме двойной лопатки с размером рабочей части $25 \times 2 \times 0,5$ мм³ были получены методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту В_с (4 прохода) с последующей прокаткой. Отжиг проводили в атмосфере аргона при температурах $T \sim 60^\circ, 120^\circ, 180^\circ\text{C}$ в течение 15 минут.

Образцы СМК меди испытывали активным растяжением до разрушения с записью диаграммы «напряжение – деформация». ЗСС исследовалась методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). СТМ изображения анализировали с помощью программы-приложения Gwyddion. Анализ изображений позволил построить гистограммы распределения ЗСС по размерам. Степень неравноесности ГЗ оценивали по методике, подобной [2]. Методика основана на измерении двух-гранных углов (ψ) зернограницных канавок, образованных при термическом травлении на пересечении зернограницных плоскостей со свободной поверхностью. В нашей работе, в отличие от [2], зернограницные канавки получали методом химического травления.

Установлено, что в исходном состоянии структура СМК меди неравноосна, с коэффициентом неравноесности $k \sim 1.3$. Низкотемпературный отжиг приводит к уменьшению данного коэффициента.

На гистограмме распределения энергии ГЗ, характерной для исходного состояния, наиболее вероятное значение относительной энергии составляет $\sim 0,3$. После отжига при $T \sim 60^\circ\text{C}$ происходит смещение наиболее вероятного значения в сторону больших энергий, что свидетельствует об увеличении степени неравноесности структуры СМК меди. Полученные результаты обсуждаются с учетом эволюции дефектной структуры СМК меди при низкотемпературном отжиге, которая обеспечивает наблюдаемые изменения ЗСС и механических свойств СМК никеля.

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000, 272 с.
2. Amouyal Y., Rabkin E. A scanning force microscopy study of grain boundary energy in copper subjected to equal channel angular pressing // Acta Materialia, v. 55, 2007. P. 6681–6689

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Мейснер Л.Л.^{1,3}, Нейман А.А.¹, Лотков А.И.¹,
Коваль Н.Н.², Сёмин В.О.³, Тересов А.Д.².

¹ИФПМ СО РАН, Томск, Россия, ²ИСЭ СО РАН, Томск, Россия, ³ТГУ, Томск, Россия
nasa@ispms.tsc.ru

Для повышения прочностных и эксплуатационных характеристик поверхностных слоев металлических изделий часто применяют электронно-пучковую обработку. Однако формирующаяся сложная структура облученного высокоэнергетичными частицами, расплавленного и быстро закаленного поверхностного слоя материала остается мало изученной.

Целью данной работы является исследование тонкого поверхностного слоя никелида титана с градиентным изменением микроструктуры по глубине, испытавшего расплавление и затвердевание при многократном импульсном воздействии электронными пучками.

Гладкую поверхность массивного образца из сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ модифицировали на установке «SOLO» (ИСЭ СО РАН) низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком с плотностью энергии $E = 10 \text{ Дж/см}^2$, 10 импульсами длительностью $\tau = 50 \text{ мкс}$ с частотой следования $f = 0,3 \text{ Гц}$, при давлении рабочего газа $P_{Ar} = 0,035 \text{ Па}$.

Подготовку образцов на установке ионного травления EM 09100IS (JEOL, Япония) и исследования на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL, Япония) проводили в ЦКП «НАНОТЕХ» (ИФПМ СО РАН, г. Томск). Использована методика приготовления образцов, при которой тонкая фольга распространяется на глубину до нескольких десятков микрометров от облученной поверхности. При этом становится возможным проводить исследования атомно-кристаллической структуры материала на строго определенном удалении от поверхности, снимая картины электронной дифракции с шагом по глубине 25 нм. Расшифровка картин электронной дифракции выполнена с использованием программного пакета, написанного в среде Mathcad, который позволяет анализировать все возможные образующиеся в системе Ti–Ni фазы.

Установлено, что структура материала облученного образца на глубине более 10 мкм соответствует аустенитной B2-фазе с кубической сингонией, которой характеризуется структура материала до облучения образца на любой глубине от поверхности. Микросекундные длительности плавления, растворения и кристаллизации матричной и вторичной фазы Ti_2Ni обуславливают рост внутренних напряжений и локальное изменение элементного состава, что привело к изменению значений параметров решетки образовавшейся структуры в быстрозакаленном слое. Детальный анализ электронограмм от этого слоя выявил наличие значительных искажений параметров элементарной ячейки фазы B2. При этом, наблюдается увеличение среднего значения параметра решетки, это согласуется с результатами рентгено-дифракционного анализа, проведенного по асимметричным схемам съемок, что позволяет анализировать непосредственно облученный слой.

Работа выполнена по Г/б проекту №III.20.2.1 и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.740.11.0140).

ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СО СТРУКТУРНЫМИ ИЗМЕНЕНИЯМИ

Султанов К.С., Исмаилова С.И.

*Институт механики и сейсмостойкости сооружений им. М.Т.Уразбаева АН РУз
г.Ташкент, Узбекистан
sultanov.karim@mail.ru*

Прочность текстильных нитей в технологических процессах ткачества имеет первостепенное значение, так как обрывность текстильных нитей существенно влияет на производительность получения различных тканей и на их качество. Исследованию натяжения гибких нитей посвящены многочисленные работы, например [1-4]. При этом определены силы натяжения нитей при их прохождении в процессе ткачества. В большинстве случаев нить рассматривалась как упруго- или вязко-упруго деформируемая струна при растяжении. На основе результатов экспериментов в большинстве случаев сделаны выводы, что текстильные нити при растяжении подчиняются существующим законам упруго или неупругого деформирования однородных гибких твёрдых тел.

Большинство материалов используемых в машиностроении, строительстве, текстильной промышленности, такие как металлы, грунты, гибкие нити в зависимости от уровня действующих статических или динамических нагрузках при деформировании в определённой степени изменяют свои структуры. Это явление особенно заметно при деформировании грунтов и текстильных нитей. Экспериментальные исследования по определению закономерностей деформирования грунтов при статических и динамических сжимающих, а также текстильных хлопковых нитей при растягивающих нагрузках показывают, что зависимости $\sigma_{ij}(\epsilon_{ij})$ достаточно сложные и нелинейные.

Математическое описание полученных нелинейных зависимостей $\sigma_{ij}(\epsilon_{ij})$ оказалось возможным при учёте изменения структуры грунтов и текстильных нитей. При этом считается, что при деформировании структура материала изменяется, следовательно, меняются и физико-механические характеристики.

На основе результатов опытов определялись закономерности изменения модуля деформации, упругости, сдвига и других характеристик грунта и хлопковой нити в зависимости от значений деформации. Были построены функции учитывающие эти изменения. С использованием полученных функций были построены законы деформирования материалов при статических и динамических нагружениях, которые учитывают изменения структуры материала при деформировании. На основе параметрического анализа разработанных законов показана их адекватность к результатам экспериментов.

1. Уразбаев М.Т. Основы механики весомой деформируемости гибкой нити. - Ташкент: Изд-во АН, 1951. - 95 с.
2. Рахматуллин Х.А., Демьянов Ю.А. Прочность при интенсивных кратковременных нагрузках. - Москва: Изд-во физ-мат. лит., 1961. - 400 с.
3. Мигушов И.И. Механика текстильной нити и ткани. - Москва: Изд-во «Легкая индустрия», 1980. - 160 с.
4. Бузов Б.А., Модестова Т.А., Алыменкова Н.Д. Материаловедение швейного производства. -Москва: Изд-во «Легпромбытиздат», 1986. - 424 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА

Овчинников С.В., Коротаев А.Д.*, Пинжин Ю.П., Борисов Д.П.*

*Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Росси, ovm@spti.tsu.ru*

Одной из ключевых проблем синтеза функциональных покрытий является обеспечение термической стабильности их свойств в температурном интервале эксплуатации, что предполагает управление закономерностями роста покрытий на основе картины структурно-фазовых превращений вследствие термического воздействия. В выполненных нами ранее работах показано, что в зависимости от условий осаждения могут быть получены твердые и сверхтвёрдые покрытия на основе нитрида титана с различным типом микроструктуры: нанокристаллической и с субмикронными размерами зёрен, фрагментированными малоугловыми границами на наноразмерные субзёрна. Данные покрытия обладают существенно различными степенью легирования, уровнем запасённой упругой энергии, плотностью дефектов структуры и поэтому могут иметь различную стабильность к термическому воздействию. В этой связи в данной работе с использованием методик микрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного, электронно-микроскопического анализа и измерения микротвёрдости выполнено исследование особенностей модификации микроструктуры и свойств покрытий систем Ti–B–Si–O–N, Ti–Al–Si–O–N, Ti–Cu–O–N и Ti–Al–Si–C–Ni–Cr–Cu–O–N, полученных магнетронным распылением или вакуумно-дуговым испарением, в процессе отжига в вакууме $\sim 10^{-5}$ Торр в течение часа в интервале температур до 1573 К.

Показано, что при относительно невысоких (до 1073 К) температурах отжига микротвёрдость покрытий уменьшается на $\sim 10\%$ от исходных значений при неизменности обнаруживаемых электронно-микроскопически особенностей структурно-фазового состояния, но при определяемом рентгеноструктурно уменьшении микродеформации решётки. Установлено, что при более высоких температурах в покрытиях с двухуровневой структурой наименее стабильными оказываются покрытия с Al и Si, с наименьшими значениями изгиба-кручения решетки и плотности дефектов в состоянии после осаждения. Обнаружено, что резкое уменьшение микротвёрдости (до стандартных для TiN значений 20–25 ГПа) покрытий данного типа в интервале температур 1373–1573 К обусловлено уменьшением изгиба-кручения решётки с 50–70 °/мкм до 10–15 °/мкм, развитием собирательной рекристаллизации с кратным ростом размера зерна в наименее стабильных покрытиях. Показано, что в нанокристаллических покрытиях резкое снижение величины микротвёрдости при температуре 1373 К коррелирует с развитием фазовых превращений и выделением фаз на основе легирующих элементов. Выявлено, что указанные фазовые превращения определяют также двух-трёхкратный рост размера кристаллов, аналогичное уменьшение изгиба-кручения решётки нанокристаллов TiN и рост её параметра. На основе анализа совокупности полученных экспериментальных данных обсуждаются общность природы, механизмы формирования и деградации в процессе отжига различных типов структурного состояния в покрытиях, полученных различными PVD (physical vapour deposition) методами осаждения.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ПРИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СИЛУМИНА ПУТЁМ НАПЫЛЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

Иванов Ю. Ф., Петрикова Е. А., Клопотов А.А.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru*

Эвтектические Al–Si сплавы широко используются в литейной промышленности благодаря их низкому коэффициенту термического расширения, превосходной износостойкости и устойчивости к коррозии. Эти свойства способствуют широкому применению эвтектических Al–Si сплавов в автомобильной промышленности, особенно для поршней, блоков двигателей и головок цилиндров. Явным недостатком эвтектических силуминов, сужающим область их применения, является низкий уровень прочностных свойств.

Целью настоящей работы является разработка методов модификации структуры, способствующих повышению свойств поверхностного слоя силумина, основанных на использовании комбинированной обработки, заключающейся в нанесении покрытия и последующем облучении высокоинтенсивным низкоэнергетическим импульсным электронным пучком.

Объектом исследований являлись образцы силумина эвтектического состава: 12.49%Si, 2.36%Mg, 0.6%Cu, 0.35%Ni, 0.3%Fe, ост. Al, (в ат. %). На образцы в виде цилиндров диаметром и толщиной 10 мм вакуумно-дуговым способом нанесли сверхтвёрдое покрытие TiCuN на установке ННВ-6.6-И1. Толщина покрытия ~1 мкм. Обработку образцов силумина с покрытием осуществляли импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» при длительности импульса 150 мкс, частоте следования импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$, количестве импульсов 3 и 10, плотностях энергии 10 Дж/см^2 и 15 Дж/см^2 . Облучение проводили в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па. Структурно-фазовое состояние материала анализировали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии; свойства поверхности контролировали, определяя микротвёрдость и износостойкость.

Выявлена, методами сканирующей электронной микроскопии поперечного шлифа и просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг, столбчатая структура напыленного покрытия. Показано, что нанотвёрдость поверхности силумина с покрытием достигает ~21 ГПа, что соответствует твердости покрытия, нанесенного на подложку сплава типа ВК6. Выполнена обработка поверхности системы покрытие/подложка импульсным электронным пучком и установлено, что после облучения столбчатая структура покрытия трансформируется в блочную с размерами блоков ~70 нм, блоки сформированы кристаллитами, средние размеры которых ~8 нм. Обнаружено, что нанотвёрдость системы покрытие-подложка после облучения снижается до 16,6 ГПа (облучение при 10 Дж/см^2 , 3 имп.) и до 7,9 ГПа (облучение при 15 Дж/см^2 , 3 имп.). Выявлено, что существенное снижение нанотвёрдости при обработке материала электронным пучком с плотностью энергии 15 Дж/см^2 обусловлено частичным разрушением покрытия. Показано, что облучение системы покрытие-подложка электронным пучком сопровождается формированием переходного слоя, структурно-фазовое состояние которого отличается от состояния покрытия и подложки. На основании выполненных исследований высказано предположение о том, что импульсная электронно-пучковая обработка системы сверхтвёрдое покрытие / силумин сопровождается сплавлением покрытия

с подложкой с сохранением нанокристаллической структуры покрытия. Выявлены режимы импульсной электронно-пучковой обработки системы покрытие/подложка, использование которых сопровождается вплавлением сверхтвёрдого покрытия в поверхность силумина.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЯ НА ПОТЕРЮ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, yanna_f@sibmail.com*

Методом компьютерного моделирования проводились исследование влияния концентраторов напряжения на процесс локализации пластической деформации при одноосном сжатии образца сплава со сверхструктурой $L1_2$. Расчет деформаций образца сплава проводится на основе модели, которая является синтезом модели дислокационной кинетики деформационного и термического упрочнения элемента деформационной среды сплавов со сверхструктурой $L1_2$ [2], с моделью механики макропластической деформации, описываемой в терминах упругопластической среды [1]. Исследования локализации пластических деформаций проводились для различного вида зависимостей касательных напряжений от относительной деформации образца, характеризующие элементарный микрообъём деформационной среды, а так же для различного количества концентраторов и их расположения на образце.

Расчеты показали, что для монотонной зависимости касательных напряжений от относительной деформации образца имеет место локализация пластической деформации при наличии одного концентратора или нескольких несимметрично расположенных относительно вертикальной оси симметрии образца, в то время как без концентраторов напряжения локализации пластической деформации и потери устойчивости не наблюдается.

Для немонотонной зависимости касательных напряжений от относительной деформации образца так же наблюдается потеря устойчивости и локализация пластической деформации, как при наличии концентраторов, так и в отсутствие таковых. Причем пластическая деформация и ее локализация протекают значительно интенсивней при наличии концентраторов. Расположение и количество концентраторов на потерю устойчивости не влияют.

1. Белов Н.Н., Югов Н.Т., Копаница Д.Г., Югов А.А. Динамика высокоскоростного удара и сопутствующие физические явления. Нортхэмптон-Томск: Изд-во STT, 2005.-354с.
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. Моделирование макроскопической локализации деформации в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // Изв. Вузов Физика. – 2011. – №8. – с.47-57.

ЭФФЕКТ ЭКСТРУЗИИ МАТЕРИАЛА И ФОРМИРОВАНИЯ РЕГУЛЯРНЫХ ТВИДОВЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

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

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

elsukova@yandex.ru

В физической мезомеханике деформируемое твердое тело рассматривается как многоуровневая система, в которой поверхностные слои являются важной самостоятельной подсистемой. Показано, что в нагруженном поликристалле пластическое течение поверхностных слоев осуществляется некристаллографическими сдвигами в направлении максимальных касательных напряжений ($\tau_{\max}$). Указанные закономерности объясняются эффектом «шахматного» распределения растягивающих и сжимающих нормальных напряжений на границе раздела «поверхностный слой – подложка», который обуславливает развитие пластических сдвигов только по клеткам «шахматной» структуры, с растягивающими нормальными напряжениями. При циклическом нагружении в поверхностном слое развивается экструзия материала с формированием периодической твидовой структуры. Данные эффекты приводят к зарождению усталостных трещин, отслоению функциональных покрытий, развитию в них трещин. Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию механизмов указанных явлений мезомасштабного уровня.

Исследования проведены на двух типах образцов: технический титан с наводороженной поверхностью для выявления роли поверхностного слоя в усталостном разрушении и двухслойные композиты – мягкая фольга высокочистых алюминия или свинца, наклеенная на массивные образцы технических титана или алюминия, для определения роли интерфейса «поверхностный слой – подложка». Нагружение осуществляли знакопеременным изгибом, при этом подложка нагружалась упруго, фольга – пластически. Структурные исследования выполняли методами световой, электронной растровой микроскопии и лазерной профилометрии.

Показано, что в поверхностных слоях фольг Al и Pb и образцов Ti-H₂ при циклическом нагружении развиваются в сопряженных направлениях $\tau_{\max}$ складчатые структуры, элементы которых состоят из множества экструдированных локальных объемов. На I стадии нагружения формируются мелкие складки, состоящие из островков экструдированного материала, на II-ой - крупные складки с коагулированной островковой структурой. По мере дальнейшего нагружения происходит фрагментация крупных складок с формированием в них более тонкой ламельной структуры. Наряду со складчатыми островковыми структурами формируются твидовые структуры экструдированных, шаровидных выступов материала.

Обнаружен и исследован эффект множественного регулярного растрескивания поверхностной окисной пленки алюминиевой фольги. Показано, что к его развитию приводит экструзия тонких островковых складок и наличие на алюминиевых фольгах тонкой окисной пленки Al₂O₃. Эффект множественного растрескивания покрытий задерживает их отслаивание в полях внешних воздействий и найдет многочисленные практические приложения.

Рассмотренные эффекты интерпретируются как экспериментальное подтверждение «шахматного» распределения растягивающих и сжимающих нормальных напряжений на интерфейсе «ослабленный поверхностный слой – кристаллическая подложка».

Полученные результаты актуальны не только в рамках многоуровневых подходов физической мезомеханики, но и важны для понимания природы усталостного разрушения твердых тел.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ИЗ КРЕМНИЯ

Лотков А.И., Мейснер С.Н., Мейснер Л. Л., Сочугов Н.С.*, Соловьев А.А.*

*ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, г.Томск, Россия.*

** ФГБУН Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской
академии наук, г.Томск, Россия.*

llm@ispms.tsc.ru

В докладе представлены результаты исследований методами дифракции обратнорассеянных электронов и рентгеновских лучей закономерностей формирования градиентных нано- и субмикроструктур в приповерхностных слоях никелида титана под воздействием потоков ионов кремния средних энергий (высокодозовая ионная имплантация), однокомпонентных плазменных струй из кремния (метод магнетронного осаждения) и комбинации этих воздействий.

Ионную обработку образцов проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па). Осаждение покрытий из кремния осуществляли с использованием режимов постоянного (DC-) и импульсного (P-) осаждения кремния с изменением параметров обработки.

Физико-механические свойства приповерхностных слоев и их изменение после энергетических воздействий изучали методами нано- и микроиндентирования. Распределение легирующего элемента (кремния) в поверхностном слое контролировали методами рентгеноспектрального и волнодисперсионного микроанализов на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН и ОЖЭ-электронной спектроскопии.

Обнаружено, что в результате всех видов воздействий кремнием в приповерхностной зоне образцов формируются градиентные в направлении воздействия структурно-фазовые состояния, которые отличаются между собой в зависимости от способа воздействия. Так, после ионной модификации на поверхности образца формируется упрочненный поверхностный слой, микротвердость в котором в 3-4 раза превышает его исходное значение. Показано, что при осаждении кремния ионно-плазменными способами в поверхностных слоях материала-основы индуцируются остаточные напряжения, величина которых зависит от режимов (DC-, P-) и параметров ионно-плазменных воздействий. Обнаружена корреляция между уровнем остаточных напряжений в материале-основе и структурой композиционных слоев, в том числе – концентрацией кислорода в покрытии, промежуточном слое и прилегающим к нему поверхностному слою никелида титана, а также толщиной первых двух слоев.

Методом дифракции обратно рассеянных электронов выявлено наличие градиентного изменения структуры слоя под ионно-модифицированной поверхностью или покрытиями из кремния. В частности, после облучения ионами кремния в образцах под ионно-модифицированной поверхностью наблюдается слой толщиной 5–10 мкм, составленный из смеси зерен, находящихся в деформированном, фрагментированном и рекристаллизованном состояниях. Поскольку, согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа каких-либо новых фаз в этом слое не наблюдалось, за исключением того, что фаза В2 в приповерхностной области имеет больший параметр решетки, чем ее значение в сплаве до ионной обработки, можно сделать заключение, что мелкозернистая структура является результатом фраг-

ментации наружной части зерен фазы В2, выходящих на поверхность и подвергавшихся прямому ионному воздействию.

Работа выполнена по проекту СО РАН № III.20.2.1 и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.740.11.0140).

СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ ФАЗЫ В2 В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОПОЛИРОВКИ ИЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Лотков А.И., Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Нейман А.А.

*ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия,
myr@mail.ispms.tsc.ru*

В настоящее время в мире активно разрабатываются методы модификации поверхности металлических материалов с использованием концентрированных потоков электронов, которые позволяют формировать поверхностные слои с новыми физическими свойствами, сохраняя при этом исходные свойства материала в его внутреннем объеме. Так обработка низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП), используемая для очистки и стерилизации поверхностей медицинских имплантатов из титановых сплавов и стали, повышает их коррозионную стойкость в биохимических растворах. Очевидно, что появление новых свойств материала связано с изменением структурного состояния его приповерхностного слоя.

Цель работы: произвести сравнение структурно-фазового состояния и изменения деформации решетки фазы В2, обусловленной напряжениями 1-го рода, в поверхностных слоях никелида титана после конечной стадии подготовки образца – электрополировки и воздействия на него импульсными НСЭП.

После электроэрозионной резки образцов, финишной термообработки и электрополировки в растворе $\text{CH}_3\text{COOH} + \text{HClO}_4$, при комнатной температуре образцы сплава находились в состоянии из основной фазы со структурой В2 ($\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$, $M_H \approx 283$ К) и фазы на основе Ti_2Ni (< 5%об.). Обработка НСЭП заключалась в 20-кратном импульсном облучении поверхности образцов в режиме поверхностного плавления ($2,6 \div 3$ мкс, ~ 4 Дж/см²) в условиях вакуума $\sim 10^{-6}$ Па. Исследования проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН методами РСА с использованием симметричной и асимметричной схем отражения и РЭМ с волнодисперсионным рентгеновским микроанализатором.

В образце после электрополировки, лишь в приповерхностном слое толщиной 1 мкм обнаружена деформация решетки фазы В2 типа растяжения в направлении нормали к плоскости поверхности величиной до 0.7%, при отсутствии деформации в касательном направлении. В частицах фазы Ti_2Ni обнаружено содержание атомов кислорода до 20%ат. После воздействия НСЭП в приповерхностном слое толщиной менее 0.2 мкм наблюдалась незначительная деформация в фазе В2 типа растяжения. В нижележащем слое имеет место деформация решетки фазы В2 типа сжатия вдоль нормали и растяжения в касательном направлении. На глубине 2-8 мкм, предположительно вблизи края зоны проплавки, обнаружена деформация решетки фазы В2 типа сжатия по обоим направлениям. Уменьшение средней величин

ны объема, приходящегося на 1 атом фазы В2, в этом слое, по сравнению с равновесной решёткой, достигает 3%. Обработка НСЭП приводит к исчезновению первичных включений фазы Ti_2Ni в приповерхностном слое образцов $TiNi$. Обсуждается влияние обнаруженных структурных различий в приповерхностном слое на стойкость материала к биохимическим растворам и способность к мартенситным превращениям.

Работа выполнена по проекту СО РАН № III.20.2.1 и при поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт № 16.740.11.0140).

РАБОТА ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА МЕДИ И НИКЕЛЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН

Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М.

ФГУБН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
lundr@rambler.ru

Исследовано влияние среднего размера зерен в никеле и меди на работу выхода электрона. Деформационным наноструктурированием методом кручения под квазигидростатическим давлением была сформирована нанокристаллическая структура со средним размером зерен около 100 нм. Отжигами деформированных образцов в диапазоне температур от 100 °С до 700 °С были получены структурные состояния с различным средним размером зерен. Микроструктура полученных образцов была аттестована электронно-микроскопическими методами на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000EX. Работу выхода электрона определяли методом контактной разности потенциалов электронным пучком (метод Андерсона).

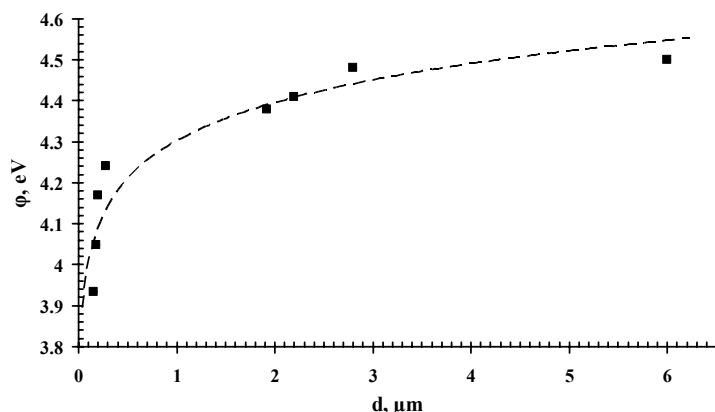


Рис.1. Зависимость работы выхода электрона от среднего размера зерен в никеле.

Показано, что образцы никеля и меди с нанокристаллической структурой имеют пониженные значения работы выхода электрона на 0.6 эВ [1] и 0.3 эВ, соответственно, по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. Установлена нелинейная зависимость работы выхода электрона от среднего размера зерен (Рис.1). Проведен анализ влияния

среднего размера зерен на работу выхода электрона на основе двухфазной модели нанокристаллического металла [2].

1. ЖТФ. 2011. Т.81. Вып.11. С. 122-124.
2. A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. Nanostructured Materials. In Handbook of Nanoscience, Engineering and Technology. CRC Press. 2002. 1. 22.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКО- И ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНОЙ ОБРАБОТКЕ

Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа, Россия
nazarova-t@rambler.ru

Интерметаллидные γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al сплавы обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести при температурах 600...800°C, сопротивлением окислению и горению при температурах до 900°C, что, учитывая низкий удельный вес (≈ 4 г/см³), делает перспективным их применение в авиационной технике, в частности, в качестве материала лопаток газотурбинного двигателя. Использование γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al сплавов вместо жаропрочных никелевых сплавов, имеющих существенно более высокий удельный вес (≈ 8.3 -8.9 г/см³), может существенно повысить соотношение «тяга-вес» летательного устройства. Широкому промышленному применению этих сплавов препятствуют их низкие технологические и эксплуатационные свойства в литом состоянии: хрупкость, сохраняющаяся вплоть до температур хрупко-вязкого перехода ($\approx 800^\circ\text{C}$), низкая технологическая пластичность, трудная обрабатываемость резанием. Использование порошковой металлургии или методов направленной кристаллизации по аналогии с жаропрочными никелевыми сплавами не позволяет удовлетворительно решить указанные проблемы; кроме того, указанные методы не дешевы в отношении γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al сплавов. Применение термомеханической обработки может быть эффективным, однако это сопряжено со значительными техническими трудностями из-за высоких температур деформации (обычно 1200...1300°C) и связанных с этим проблем штампового материала и защиты от окисления. Поэтому актуальной проблемой в отношении γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al сплавов является оптимизация состава, нацеленная на получение уже в литом состоянии наиболее однородной микроструктуры с малым размером колоний/зерен. Очевидно, это повысит как технологические свойства материала для возможных деформационных переделов, так и эксплуатационные свойства в случае использования материала в литом состоянии.

В настоящей работе изучали сплавы Ti-45Al-8Nb-0.2C, Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B и Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B (в ат.%). Первые два сплава подвергали термомеханической обработке (ТМО) и термической обработке (ТО), последний сплав – только ТО. Механические испытания показали, что мелкозернистая/дуплексная микроструктура, получаемая в сплавах Ti-45Al-8Nb-0.2C и Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B после ТМО и ТО, обеспечивает улучшенные кратковременные свойства вплоть до температуры хрупко-вязкого перехода. При этом длительная прочность при повышенных температурах сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C сравнима с длительной прочностью низколегированного сплава Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B в термически обработанном состоянии с пластинчатой структурой и несколько выше длительной прочности сплава Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B в дуплексном состоянии. Сравнение свойств сплавов Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B и Ti-43.7Al-3.2(Nb,Cr,Mo)-0.2B в термически обработанном состоянии (с пластинчатой структурой) показало несколько более высокую прочность первого сплава при чуть пониженной пластичности. В работе обсуждается целесообразность использованных методов обработки для изготовления деталей газотурбинного двигателя.

ДИЛАТАЦИЯ СПЛАВА Ti-49,8ат. %Ni ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В ФАЗЕ В2 ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ

Бабичева Р. И., Мулюков Х. Я.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

ri.babicheva@gmail.com

В работе исследовано термическое расширение сплава с эффектом памяти формы Ti-49,8ат. %Ni. Пластина сплава в исходном состоянии толщиной 0,6 мм была прокатана на 40% обжатия при температурах 470, 570, 670, 770 и 870 К, то есть в высокотемпературной фазе В2.

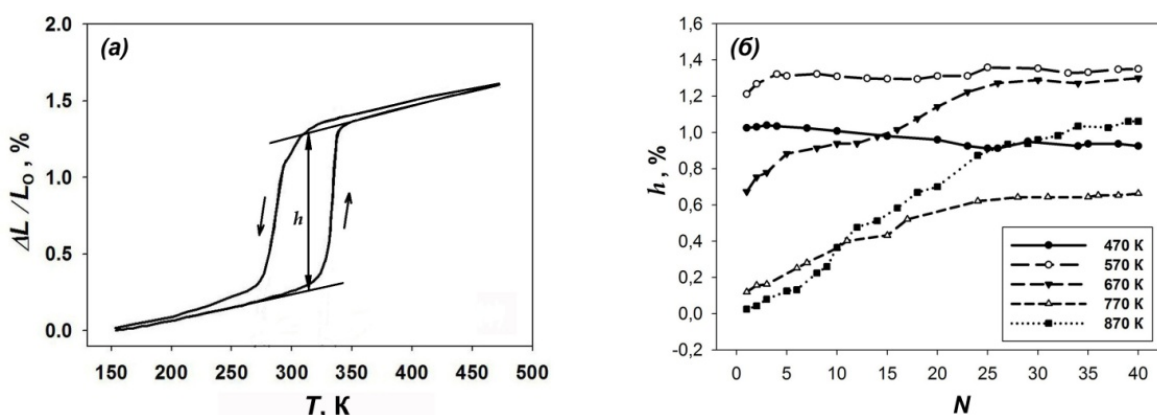


Рис. 1. Дилатация прокатанного сплава при нагреве и охлаждении (а); изменение высоты скачка дилатации при мартенситном превращении (h) в процессе термоциклирования образца, прокатанного при различных температурах (б).

Температурная зависимость термического расширения, $\Delta L(T)/L_0$, сплава, записанная для образца, вырезанного вдоль направления прокатки, представляет собой петлю гистерезиса (рис.1,а). В интервале температур прямого мартенситного превращения материал испытывает резкое сокращение, а при обратном мартенситном переходе – расширение. В работе показано, что высота такого скачка, h , не остается стабильной при термоциклировании сплава через интервал температур мартенситного перехода (рис.1,б).

Обнаружено, что наиболее стабильной по отношению к числу циклов величиной термического расширения при мартенситном переходе обладает сплав с фрагментированной структурой, полученный прокаткой при невысоких температурах (470 и 570 К). В то же время с увеличением числа циклов высота скачка дилатации в сплаве с рекристаллизованной структурой, полученном прокаткой при более высоких температурах (670, 770, 870 К), быстро возрастает и стабилизируется приблизительно к 25 термическому циклу.

Установлено, что максимальный и в то же время наиболее стабильный скачок дилатации, а следовательно, и величина эффекта обратимой памяти формы ($h=1,33\%$), наблюдается в образце сплава, прокатанного при 570 К.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ХРОМИСТЫХ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ОБЪЕМНОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА

Трякина Н. Ю.¹, Приймак Е. Ю.¹, Фирсова Н. В.¹, Крылова С. Е.¹,
Соколов С. О.²

¹ОГТИ (филиал) ОГУ, г. Орск, Россия

²ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ»

nadamt@yandex.ru

В работе проведены исследования экспериментальных марок валковых сталей 110ХЗГ2МТР, 70ХЗГ2ФТР и 70ХЗГ2ВТБ после объемнойковки и последующего отжига. Технология проведенияковки в условиях производства заключалась в ступенчатом нагреве заготовок с печью до температур 400 (5 часов), 850 (5 часов) и 1200 °С (8 часов) со скоростью не более 50 °С/ч, горячей пластической деформации при температуре 1200 °С, затем осуществлялась посадка в печь при температуре 350 °С на 3 часа с дальнейшим охлаждением на спокойном воздухе. Послековки проводили отжиг при температуре 800 °С с выдержкой 2 часа с охлаждением разными способами: с печью; до 600 °С с печью, затем на воздухе; до 500 °С с печью, затем на воздухе.

Металлографическими исследованиями установлено (рис. 1), что одновременное воздействие высоких температур и пластической деформации способствовало полному исчезновению остатков литой структуры и в сталях 100ХЗГ2МТР и 70ХЗГ2ФТР – к раздроблению сетки эвтектических карбидов с выделением округлых частиц. Однако, для всех исследуемых сталей послековки характерно преимущественно строчечное расположение избыточных фаз (полосчатость) вследствие формирования текстуры деформации.

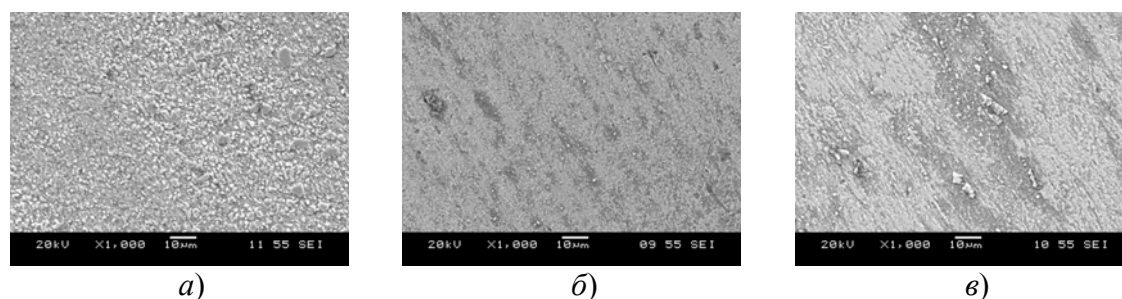


Рис. 1. Структура экспериментальных сталей послековки:
а – 100ХЗГ2МТР; б – 70ХЗГ2ФТР; в – 70ХЗГ2ВТБ

Проведение отжига с охлаждением в печи способствовало к сохранению ликвационных участков: и в структуре стали 100ХЗГ2МТР присутствовали выраженные участки скоплений карбидов, а в стали 70ХЗГ2ФТР частично сохранилась ориентация структуры относительно направления деформации. Однако применение комбинированного охлаждения привело к устранению этого недостатка, так как ускоренное охлаждение заготовок на воздухе способствовало уменьшению диффузии углерода и получению однородной феррито-перлитной структуры с равномерно распределенными карбидными включениями.

Анализ дюрOMETрических испытаний показал, что послековки заготовки получили пониженную твердость порядка 18-23 HRC. Последующий отжиг при 800 °С привел к увеличению твердости стали 100ХЗГ2МТР до 25 HRC, а 70ХЗГ2ВТБ до 33 HRC, что можно объяснить более полным переводом легирующих элементов

в раствор при нагреве и получение однородной структуры с равномерно распределенными карбидами после охлаждения.

ОБ ЭФФЕКТЕ СООТНОШЕНИЯ Sc И Zr НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ТИПА СУПРАЛ, ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И СТАРЕНИЮ

Халикова Г.Р., Макаев Т.Т., Мурашкин М.Ю., Маркушев М.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ

mvmark@imsp.ru

Исследовали влияние комплексного легирования переходными металлами (ПМ) на особенности нанокристаллической структуры, формирующейся в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) и пост-ИПД старения алюминиевого сплава системы Al-Cu-ПМ, а также эффект ИПД на кинетику распада предварительно пересыщенного алюминиевого твердого раствора.

Работу проводили на закаленных слитках сплава Al-6Cu-0,5Mg-0,5Mn- (Sc, Zr), полученных полунепрерывным литьем и подвергнутых гомогенизации при температуре 510 °С, 12 часов. Исследовали две композиции сплава с различным содержанием Sc и Zr: в сплав А были введены 0,30 и 0,10 вес. % Sc и Zr, а в сплав Б – 0,14 и 0,18 %, соответственно. ИПД реализовали кручением 10 оборотов под давлением 6 ГПа при комнатной температуре. Пост-ИПД старение проводили в интервале температур 100...190 °С, а его кинетику оценивали по изменению микротвердости. Структуру и фазовый состав сплава исследовали с помощью оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что ИПД привело к формированию однотипной нанокристаллической (НК) структуры сплава обеих композиций с размером фрагментов в интервале 80...200 нм. Хотя размер области когерентного рассеяния, определенный рентгеновским методом в обоих сплавах был близок и составил 86 ± 4 и 81 ± 12 нм для сплавов А и Б, соответственно, однако, исходя из электронно-микроскопического анализа, в сплаве А НК структура была более развита и фрагменты были более разориентированы.

Представлены и обсуждены данные по изменению твердости сплава (исследованию кинетики их старения), а также по эффекту его легирования переходными металлами на поведение при пост-ИПД низкотемпературных отжигах. Рассмотрены причины, обусловившие эффект от изменения соотношения Zr и Sc на структурно-фазовые превращения сплава при ИПД и пост-ИПД отжигах. В том числе, рассмотрена природа изменения интенсивности рекристаллизационных процессов сплава при деформации и последующем старении, а также распада предварительно пересыщенного алюминиевого твердого раствора при старении в зависимости от его режимов, морфологии и плотности дисперсных выделений алюминидов ПМ.

МНОГОСЛОЙНЫЙ АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫЙ ИЗ КОМПОЗИТА Ni/Al ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Коржов В.П., Кийко В. М., Толстун А.Н.

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

Соединение Ni_3Al является основной упрочняющей фазой жаропрочных Ni-сплавов, которые используются для изготовления деталей и узлов, работающих в условиях высоких температур и силовых нагрузок. Недостатком сплавов на основе Ni_3Al является их невысокая, $\sim 1400^\circ C$, температура плавления, что ограничивает температурный потолок практического применения этих сплавов интервалом $1100\text{--}1150^\circ C$. Это инициировало разработку жаропрочных материалов на основе сплавов систем Nb–Si и Nb–Al, способных сделать прорывной шаг. Однако, промежуточным действием могло бы быть использование в жаропрочных Ni-сплавах соединения NiAl, как более тугоплавкого и лёгкого, чем Ni_3Al , и не нуждающегося в защите от окисления.

В работах [1–3], где показано, что диффузионной сваркой под давлением можно получать многослойные материалы, состоящие из чередующихся слоёв относительно пластичного твёрдого раствора Al в Ni [Ni(Al)] и жаропрочного интерметаллида Nb_3Al , было исследовано влияние температуры сварки на структуру поперечного сечения получающихся образцов (табл.).

Таблица. Влияние температуры термической обработки на микроструктуру диффузионной зоны композита Ni/Al с отношением Ni:Al ≈ 2

Температура, °C	Состав диффузионной зоны
~ 600 (<1 ч)	Al; $NiAl_3$ (2 слоя по ~ 2 мкм); Ni
800/1 ч	Ni_2Al_3 (~ 25 мкм); NiAl (2 слоя по 4-5 мкм); Ni_3Al (2 слоя по ~ 3 мкм); Ni
950/5 ч	NiAl (36-37 мкм); Ni_5Al_3 (2 слоя по ~ 17 мкм); Ni_3Al (2 слоя по ~ 3 мкм); Ni
1000/1 ч	NiAl (~ 35 мкм); Ni_5Al_3 (2 слоя по ~ 15 мкм); Ni_3Al (2 слоя по 2-3 мкм); Ni
1100/30 мин	Ni_5Al_3 (следы); слои Ni_3Al , чередующиеся со слоями Ni(Al) – твёрдого раствора Al в Ni

Исходными заготовками были пакеты, состоящие из нескольких десятков чередующихся Al- и Ni-фольг. Изменяя толщину фольг и, тем самым, объёмное соотношение Al и Ni, получали также многослойный материал из Ni(Al) и обоих интерметаллидов Ni_3Al и NiAl или многослойный материал, состоящий только из NiAl.

Цель этой работы – термообработкой Ni/Al-композита под давлением получить многослойный материал из жаропрочного интерметаллического моноалюмида NiAl, проложенного тонкими прослойками Ni(Al), и исследовать его деформационное поведение и механические свойства при кратковременных испытаниях на изгиб при температурах до $1250\text{--}1300^\circ C$.

1. Коржов В.П., Карпов М.И., Кийко В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями. Физика и техника высоких давлений, 2010, т. 20, №4, с. 101-108.

2. Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Толстун А.Н. Влияние термообработки под давлением на структуру слоистых композитов Ni/Al. Перспективные материалы, 2011, спец. вып. №13, с. 704-711.
3. Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И. Структура многослойного Ni/Al-микрокомпозита, полученного диффузионной сваркой. Материаловедение, 2011, №12, с. 34-37.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛОПАТОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Малышева С.П.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уф, Россия

svufa@mail.ru

В последнее время все большее внимание специалистов, занимающихся созданием и исследованием новых материалов, уделяется использованию субмикрористаллических (СМК) и нанокристаллических (НК) материалов, которые обладают уникальными физико-механическими свойствами (высокая прочность, сверхпластичность, высокая усталостная прочность, износостойкость и другие). СМК материалы рассматриваются как перспективные конструкционные и функциональные материалы нового поколения, которые находят свое широкое применение в таких приоритетных отраслях как авиационная промышленность, транспорт и энергетика, в частности для изготовления деталей силовых установок летательных аппаратов и перекачки энергоносителей.

В работе изучена возможность изготовления из титанового сплава ВТ6 с субмикрористаллической структурой лопаток компрессора газотурбинного двигателя. Заготовки из сплава ВТ6 (Ti–6,5Al–5,1V) с СМК структурой получены всесторонней изотермической ковкой и имеют однородную равноосную микроструктуру с размером зерен 0,5 мкм и большие внутренние напряжения. Прочность СМК сплава на 20–25% выше прочности образцов ВТ6, термоупрочненных по стандартной технологии.

Методом изотермической штамповки изготовлена партия лопаток при температуре 650°C, которая на 250°C ниже обычно применяемой при производстве деталей из этого сплава. Подобран режим термообработки лопаток для снятия внутренних напряжений. Проведены исследования микроструктуры и механических свойств лопаток. Показано, что прочностные и пластические свойства лопаток на 20% выше серийно выпускаемых, при сохранении высокой пластичности 22%. Ударная вязкость сплава в СМК состоянии составляет 0,37 МДж/м² при U-образном концентраторе (требования ГОСТа КСУ более 0,3 МДж/м²) и 0,08 МДж/м² при Т-образном концентраторе. Отжиг, снимающий внутренние напряжения, приводит к повышению ударной вязкости СМК материала в 2 раза при Т-образном концентраторе.

Исследовано влияние дополнительной модификации поверхности образцов ионной имплантацией (ИИ) на механические характеристики СМК сплава ВТ6. Отмечено повышение прочностных характеристик после ИИ при существенном росте предела выносливости.

Разрабатываемая технология демонстрирует большие перспективы практического применения титанового сплава ВТ6 с СМК структурой.

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Викарчук А.А., Дорогов М.В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

fti@tltsu.ru

Нами впервые получены, методом электроосаждения металла большое многообразие пентагональных микрообъектов, имеющих одну или шесть осей симметрии пятого порядка, с размерами от десятков нм до десятков мкм. Среди них в настоящее время, наибольший интерес для науки и практики представляют икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) из металла, поэтому им в работе уделяется особое внимание.

Рассмотрим подробнее механизм формирования в процессе отжига на поверхности ИМЧ меди нанопор и нановискеров.

ИМЧ состоит из 20 ГЦК-секторов, огранных плоскостями $\{111\}$, в центре частицы находится дисклинация, на которой обрываются двойниковые границы. Металлические икосаэдрические частицы имеют специфическую огранку и не обладают дальним порядком.

При наличии в частице высокой концентрации неравновесных вакансий (10^{-4}) (это реализуется в процессе роста при электрокристаллизации или отжиге частицы) они собираются в плоские диски, расположенные в плоскости $\{111\}$. Периметр этого слоя (дефекта вычитания) ограничивает частичная дислокация Франка, ее вектор Бюргерса направлен перпендикулярно плоскости диска.

В поле дисклинации плоским слоям энергетически выгодно собираться непосредственно друг над другом, кроме того, часть из них преобразуется в тетраэдры дефекты упаковки.

Таким образом, при отжиге ИМЧ, образование нанопористых каналов перпендикулярных к поверхности частицы происходит в три этапа: сначала образуются плоские вакансионные петли, затем часть петель превращается в тетраэдры дефектов упаковки, петли располагаются друг под другом и над тетраэдром, образуя пористые каналы.

Эксперименты показывают, что если отжиг ИМЧ проводить на воздухе то на их поверхности растут вис커еры, если в вакууме, то образуются нанопоры.

Мы считаем, что на нанопорах растут цилиндрические вис커еры, в то время как на частичных дисклинациях, расположенных вдоль направления $\langle 110 \rangle$, вис커еры приобретают пентагональную симметрию.

Рентгеноспектральный анализ показал, что на поверхности частиц формируется окисная пленка, а вис커еры представляют собой CuO. В нашем случае для окисления металлов катионы должны быть поставлены с помощью диффузии через оксидную пленку, образованную при отжиге на воздухе. Это практически невозможно, более предпочтительным является поставка атомов металла изнутри частицы по пористым каналам. Поэтому диффузия катионов металла к кончику уса, поддерживающая их рост, должна осуществляться по ядру частичной дисклинации или поверхности нанопоры изнутри металла.

Выходы каналов на поверхность – это места роста цилиндрических вискероов, а сравнительно крупные вис커еры, имеющие пентагональную огранку, образуются и растут на дисклинациях типа $\langle 110 \rangle$.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

Янова И.Р*., Валитова Э.В*., Саликова Ю.В*., Валитов В.А.**

* ФГБОУ ВПО «УГАТУ», г. Уфа, Российская Федерация,

** ИПСМ РАН, г. Уфа, Российская Федерация, Ideliya_love@mail.ru

Результаты исследования однофазного никелевого сплава X20H80 с исходной крупнозернистой структурой (100мкм) показали, что в интервале температур деформации 300–650°C при скоростях деформации $\dot{\epsilon}=10^{-5}$ – $5 \times 10^{-2} \text{с}^{-1}$ наблюдается прерывистое течение. Выявленные признаки эффекта Портевена–Ле Шателье, а именно, сильная локализация течения в полосах деформации, акустическая эмиссия, а также отрицательный коэффициент скоростной чувствительности m позволяют предположить, что на микроуровне основной причиной появления нестабильного течения является динамическое деформационное старение, при котором образуются атмосферы атомов легирующих элементов. Периодическое закрепление дислокаций сегрегациями атомов приводит к неоднократным спадам напряжения с образованием полос деформации. Причем, на возникновение прерывистого течения в сплаве X20H80 кроме основного механизма – динамического деформационного старения, существенное влияние оказывает и образование структуры ближнего порядка, которым и обусловлены выявленные в изученном сплаве особенности эффекта ПЛШ [1].

Изучение эффекта Портевена–Ле Шателье в многофазных никелевых сплавах с исходной крупнозернистой структурой (50–80мкм) показало, что, несмотря на существенные различия в фазовом составе никелевых сплавов (ЭП962, Inconel 718, Allvac 718+), имеет место схожесть в характере проявления данного эффекта с однофазным сплавом X20H80. Последнее указывает на то, что определяющую роль в возникновении прерывистого течения в исследуемых сплавах оказывают процессы, происходящие в γ -матрице (динамическое деформационное старение, формирование ближнего порядка) [2].

Сравнительное исследование деформационного поведения никелевых сплавов X20H80 и Ni–16,5Cr–14Fe–5Nb–4Mo–Al–0,6Ti в крупнозернистом и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях показало, следующее. В отличие от крупнозернистого состояния (100мкм) сплава X20H80, измельчение исходной структуры до УМЗ размера (0,2мкм) зерна (γ -фазы) приводит к изменению характера деформационного поведения (с ростом степени деформации на кривых σ – ϵ не наблюдается деформационного упрочнения и зубчатости, а также отсутствует акустическая эмиссия) и, как следствие, не наблюдается эффект ПЛШ при изученных условиях деформации ($t = 300 \div 600^\circ\text{C}$ $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{с}^{-1}$). Отсутствие прерывистого течения в сплаве X20H80 с УМЗ структурой, по-видимому, связано с возрастанием роли границ зерен и действием механизмов сверхпластической деформации, а именно, зернограничного проскальзывания (коэффициент $m \geq 0,3$).

Аналогичные результаты были получены при изучении сплава Ni–16,5Cr–14Fe–5Nb–4Mo–Al–0,6Ti. Установлено, что измельчение исходного размера (62мкм) зерен матрицы (γ -фазы) этого сплава до УМЗ размера (0,8 мкм) приводит к подавлению эффекта ПЛШ. Также как и в сплаве X20H80, в УМЗ состоянии гетерофазный сплав демонстрирует признаки сверхпластического течения ($m = 0,4$ – $0,6$).

1. Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О., Валитов В. А. Проявление эффекта Портевена – Ле Шателье в сплаве X20H80 / Н.Р. // ФММ. – 2008. – т. 105. – № 1. – С. 105-112.

2. Дудова Н. Р., Валитов В. А. Эффект Портевена – Ле Шателье в никелевых сплавах с различным фазовым составом // Актуальные проблемы прочности: материалы XLVII Международной конференции. - Нижний Новгород. -2008 - Т 2. – С. 242-245.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Валитова Э.В*., Лутфуллин Р.Я.**

* ФГБОУ ВПО «УГАТУ», Российская Федерация,

** ИПСМ РАН, г. Уфа, Российская Федерация, Elvinochka07@mail.ru

Формирование ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний, позволяет реализовать эффект низкотемпературной сверхпластичности (СП). В настоящее время большой научный и практический интерес представляют исследования, связанные с получением таких структурных состояний в жаропрочных никелевых сплавах, которые широко используются для изготовления деталей жидкостных реактивных двигателей (ЖРД).

Целью настоящей работы являлось установление режимов СП деформации никелевого сплава Ni–6,5Cr–14Fe–5Nb–4Mo–Al–0,6Ti с предварительно подготовленной УМЗ структурой, которая была получена в результате интенсивной деформационно-термической обработки по методике, изложенной в работе [1]. После такой обработки во всем объеме материала была сформирована однородная УМЗ структура со средним размером зерен (γ -фазы) 0,8 мкм.

Электронно-микроскопические исследования микроструктуры образцов, деформированных в интервале температур 600–900°C и скоростей деформации $10^{-3} \div 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ показали, что исходная УМЗ при указанных температурах деформации не претерпевает существенных изменений, т.е. средний размер зерна сохраняется в субмикрометрическом диапазоне. При этом сохраняется равноосная форма зерен, уменьшается плотность дислокаций, а границы зерен становятся более равновесными. Аналогичные изменения микроструктуры от температуры деформации наблюдаются в образцах, деформированных со скоростью 10^{-4} с^{-1} .

Увеличение температуры деформации до 950°C приводит к укрупнению зерен до 3,3 мкм. Повышение температуры деформации до 1000°C приводит к значительному росту размера зерен, средний размер которых составил 21 мкм.

Вышеприведенные результаты свидетельствуют, что исходная УМЗ структура после деформации в интервале температур 600–900°C демонстрирует термическую стабильность ($d \leq 1 \text{ мкм}$), что важно для реализации эффекта низкотемпературной СП.

Исследование коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения от скорости деформации m показало, что в интервале температур 750–850°C и скоростей деформации $10^{-3} \text{ с}^{-1} - 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ его значение составляет 0,4–0,6.

Таким образом, установлено, что при изотермической осадке в интервале температур 750–850°C сплав Ni–16,5Cr–14Fe–5Nb–4Mo–Al–0,6Ti в УМЗ состоянии проявляет признаки СП. Об этом свидетельствуют высокие значения коэффициента m (больше 0,3), сохранение при деформации равноосной формы зерен УМЗ структуры и низкая плотность дислокаций.

1. Valitov V.A. Formation of nanocrystalline structure upon severe thermomechanical processing and its effect on the superplastic properties of nickel base alloys». // Вопросы материаловедения. - 2007.- Т.52. №4.- С. 311-316.

ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ ЛАЗЕРНО-ОБРАБОТАННЫХ ОБЛАСТЕЙ АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ОТ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

Ушаков И.В., Сафронов И.С.*

Московский государственный горный университет, г. Москва, РФ,

ushakoviv@mail.ru

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

safronovfamili@rambler.ru

Большое значение в современном материаловедении имеют исследования наноструктурных материалов. В перспективе существует возможность получить новые материалы с характеристиками, значительно превосходящими современный уровень. Комплекс свойств наноструктурных материалов не является оптимальным, и одним из приоритетных направлений современного материаловедения является исследование возможностей управления структурой и свойствами наноматериалов.

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{B}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$. Образцы переводили в нанокристаллическое состояние контролируемым отжигом в температурном интервале 530–730 °С, после чего локальные области обрабатывали серией лазерных импульсов. Лазерную обработку образцов осуществляли с использованием оптического квантового генератора ELS-01, $\lambda = 1064$ нм, $E_{\text{имп}} = 50\text{--}100$ мДж, $\tau \approx 15\text{--}20$ нс. Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов с частотой 1–50 Гц. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3. Структурное состояние материала исследовали на дифрактометре ДРОН-2.

Результаты микроиндентирования показали изменение микротвердости как непосредственно в области обработки лазером, так и на расстоянии до 300 мкм от границы области обработки. В температурном интервале 530–570 °С отмечено плавное увеличение микротвердости образцов при переходе из области обработки лазером в приграничные области. При температуре отжига 580 °С микротвердость максимальна в центре области лазерной обработки и плавно снижается к краю зоны обработки, затем начинает возрастать при удалении от зоны лазерного воздействия до значения характерного для исходного материала. В температурном интервале 590–670 °С отмечено плавное увеличение микротвердости при переходе от центра зоны лазерной обработки к исходному материалу. При температуре отжига 680 °С отмечено резкое увеличение микротвердости рядом с краем области лазерной обработки. В температурном интервале 690–700 °С установлено резкое изменение микротвердости в центре и на краю зоны лазерной обработки, где микротвердость достигает максимальных значений. При этом между краем и центром данной зоны микротвердость имеет минимальное значение.

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

процессами структурных изменений и особенностями изменения микротвердости в результате лазерной обработки.

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ И ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК АМОРФНО- НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Ушаков И.В., Сафронов М.С.*

Московский государственный горный университет, г. Москва, РФ,

ushakoviv@mail.ru

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

safronovms@mail.ru

Использование аморфно-нанокристаллических металлических сплавов находит все более широкое применение в современной технике. Путем быстрой закалки удается получать аморфные металлические сплавы с уникальными свойствами. Достаточно часто для получения заданных характеристик аморфный металлический сплав необходимо подвергнуть дополнительной обработке, например контролируемому отжигу. В результате контролируемого отжига в материале формируется аморфно-нанокристаллическая структура, что сопровождается резким падением пластичности. В настоящее время показана возможность эффективного использования лазерного излучения для формирования механических свойств аморфного металлического сплава, в частности, для повышения пластичности. Целью данной работы является исследование влияния локальной лазерной обработки и исходной структуры тонких пленок аморфно-нанокристаллического металлического сплава на особенности развития трещин.

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{B}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$. Образцы переводили в нанокристаллическое состояние контролируемым отжигом в температурном интервале 530 - 1030 °С, после чего локальные области обрабатывали серией лазерных импульсов. Лазерную обработку образцов осуществляли с использованием оптического квантового генератора ELS-01, $\lambda = 1064$ нм, $E_{\text{имп}} = 50\text{--}100$ мДж, $\tau \approx 15\text{--}20$ нс. Выбранные области образцов подвергали облучению серией импульсов с частотой 1–50 Гц. Структурное состояние материала исследовали на дифрактометре ДРОН-2. Трещины инициировали локальным нагружением на микротвердомере ПМТ-3.

В случае непрерывного облучения одной области более 10 с (200 импульсов и более) вокруг области нагружения формируются линии сбора, что свидетельствует о высокой пластичности материала. Облучение единичными импульсами или короткой серией импульсов (до 10) напротив, подавляет формирование линий сброса. Различный эффект обусловлен разным механизмом воздействия единичных импульсов и серии лазерных импульсов. В случае единичных импульсов изменение механических характеристик обусловлено удалением поверхностного дефектного слоя, воздействием ударной волны, высокими скоростями нагрева и охлаждения. В случае воздействия серии лазерных импульсов область облучения успевает прогреться, при этом реализуется режим обработки во многом схожий с печным отжигом.

В результате локального нагружения образцов отожженных в температурном интервале 530–700 °С образование трещин наблюдается преимущественно на краю

зоны обработанной лазерным импульсом и внутри зоны. Установлено, что для всех режимов лазерной обработки и исходных структур материала граница области облучения является барьером для растущей трещины.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ СРЕДСТВАМИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ДИСЛОКАЦИОННОГО ЦЕНТРА ЗАРОЖДЕНИЯ МАРТЕНСИТА С ГАБИТУСАМИ $\{8\ 9\ 12\}$ ПРИ ОЦК-ГПУ ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ

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

УГЛТУ, Екатеринбург, Россия, mpk46@mail.ru

Для описания ОЦК – ГПУ мартенситного превращения (МП) применительно к титану в [1, 2] был предложен управляющий волновой процесс (УВП), стимулирующий наибо́льшую трансформацию плоскостей $\{110\}_\alpha$ кубической решетки в плотноупакованные плоскости $\{0001\}_h$ гексагональной решетки, с последующим перетасовочным сдвигом (аналогичный процесс для ГЦК-ОЦК МП рассмотрен в [3, 4]). Было показано, что условия для ориентировки волновых нормалей строго вдоль осей симметрии $[110]_\alpha$ и $[001]_\alpha$, присущих УВП, описывающему габитусы типа $(hh\ell)_\alpha$, существуют в упругих полях краевых дислокаций с линиями $[1\ \bar{1}\ 0]_\alpha$, приводя к габитусам $\{223\}_\alpha$. Реализация же чаще наблюдаемых габитусов $\{334\}_\alpha$ достигается при отклонении волновых нормалей $\mathbf{n}_1$ и $\mathbf{n}_2$ в плоскости $(1\ \bar{1}\ 0)_\alpha$ от осей симметрии на угол около 3° . Поскольку в ОЦК кристаллах имеются три системы плоскостей с примерно равной плотностью заполнения, две из которых, а именно $\{110\}_\alpha$ и $\{112\}_\alpha$, в качестве линий пересечения содержат $\langle 110 \rangle_\alpha$, то дислокационные центры зарождения (ДЦЗ) с линиями $\langle 110 \rangle_\alpha$ естественно возникают при контактном взаимодействии дислокаций с разными системами скольжения при пересечении плоскостей скольжения дислокационных петель. Такие ДЦЗ характеризуются суперпозиционным вектором Бюргерса и, значит, могут создавать более интенсивные упругие поля. По-видимому, это обстоятельство и предопределяет отбор ДЦЗ с линиями $\langle 110 \rangle_\alpha$, несмотря на то, что типичные для ОЦК решетки дислокационные линии коллинеарны плотнейшим направлениям $\langle 111 \rangle_\alpha$.

Однако наряду с габитусами типа $(hh\ell)_\alpha$, как показано еще в [5], наблюдаются и габитусы, близкие к $\{8\ 9\ 12\}_\alpha$. В данной работе показано, что переход от чисто краевых (с линиями $[1\ \bar{1}\ 0]_\alpha$) к смешанным дислокациям обеспечивает формирование кристаллов с габитусами типа $\{8\ 9\ 12\}_\alpha$, составляющими с плоскостями $\{1\ \bar{1}\ 0\}_\alpha$, входящими в ориентационные соотношения (ОС), углы 87.62° . Заметим, что для габитусных плоскостей с парой равных индексов была бы строгая ортогональность габитуса и плоскости, входящей в ОС, в соответствии с механизмом наибо́льшей трансформации плоскостей $\{1\ \bar{1}\ 0\}_\alpha$ исходной фазы. Уместно подчеркнуть, что в рамках развитой динамической теории ОЦК – ГПУ МП достигается хорошее соответствие и с величиной наблюдаемого макросдвига, имеющего существенно меньшее значение по сравнению с ожидаемым на основе феноменологического кристаллогеометрического подхода (см., например, [6]). Следовательно, предложенное в рамках динамического подхода [7] описание МП в титане согласуется, по крайней мере, с одним из наблюдаемых вариантов мартенситных кристаллов по полному спектру макроскопических морфологических признаков (габитус, макросдвиг, ОС). Это, в свою очередь, позволяет идентифицировать ДЦЗ.

2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // ФММ. – 2008. – Т. 106, № 1. – С. 16-25.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // Известия вузов. Физика. – 2008. – № 7. – С. 3-7.
4. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // Известия вузов. Физика. – 2008. – № 11. – С. 42-47.
5. Williams A.J., Cahn R.W., Barrett C.S. // Acta Metall. – 1954. – V2. – P. 117-128.
6. Билби Б.А., Христиан И.В. // УФН. — 1960. — Т. 70. — № 3. — С. 515 – 564.
7. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. — 2011. — Т. 181. — № 4. — С. 345 – 364.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 10, ПОДВЕРГНУТОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Юдахина А.А., Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К.

*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет,
Уфа, Россия, a.yudahina@mail.ru*

Низкоуглеродистые конструкционные стали в настоящее время широко применяются в строительстве, при низкой стоимости они обладают хорошей пластичностью, вязкостью и достаточно высоким уровнем прочностных свойств. В то же время разработка и создание сложных инженерных конструкций требует повышения прочностных конструкционных материалов при одновременном снижении их веса [1]. Одним из эффективных способов упрочнения является формирование в них методами ИПД субмикрокристаллической и нанокристаллической структур без изменения химического состава. Многочисленные исследования показали [2,3], что материалы, подвергнутые ИПД, обладают высокими, а в ряде случаев уникальными свойствами. В данной работе исследовалось влияние интенсивной пластической деформации (ИПДК) на структуру и механические свойства стали 10.

Обнаружено, что сталь 10 после деформацией кручением под высоким давлением испытывает сильные изменения в структуре механических свойствах. После ИПДК при комнатной температуре размер зерна уменьшается до 500 нм. При этом способность материала сопротивляться внедрению в его поверхность индентора увеличивается более, чем в два раза, а значения предела прочности в три раза. После ИПДК при 350°С наблюдается укрупнение зерен, что связано с процессами динамического возврата. Вместе с тем одновременно повышается твердость на 13% и увеличивается прочность в пять раз за счет выделения нанодисперсных карбидов. С последующим повышением температуры деформации до 450°С в стали 10 размер частиц карбидов увеличивается до нескольких десятков нанометров, что приводит к разупрочнению и снижению микротвердости на 20%. При данной температуре деформации средний размер зерна дополнительно уменьшается до 150 нм, что возможно связано с дальнейшим выделением карбидных частиц, способствующих накоплению большего количества дислокаций.

1. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д., Иващенко В.В., Деформационное упрочнение и развитие дислокационной структуры в поликристаллических ОЦК-металлах // Металлофизика – 2006г – т.8, №2 – с. 89-96
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы – Москва: ИКЦ «Академкнига», 2007г. – 398с.
3. Астафурова Е.Г., Добаткин С.В., Найденин Е.В., Структурные и фазовые превращения в наноструктурной стали 10Г2ФТ в ходе холодной деформации кручением под давлением и последующего нагрева// Наноматериалы конструкционного назначения, 2008г. – с.162-173

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ САМОПОДОБНЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Виноградов А.Ю., Ясников И.С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

kart2001@rambler.ru

К настоящему времени получение количественных результатов измерений фрактальной размерности (FD) деформационных структур имеет ряд ограничений. В процессе пластической деформации металлического образца на его поверхности формируется деформационный рельеф, как результат микромеханизмов деформации. Интуитивно понятно, что количественные характеристики рельефа определяются микроструктурой, которая эволюционирует в процессе пластической деформации. Несмотря на то, что были предприняты многочисленные попытки измерения FD как при наблюдении дислокационных ячеистых структур, так и по деформационному рельефу при различных степенях деформации у различных материалов, адекватной модели, описывающей поведение FD в широком диапазоне степеней деформации, не существует.

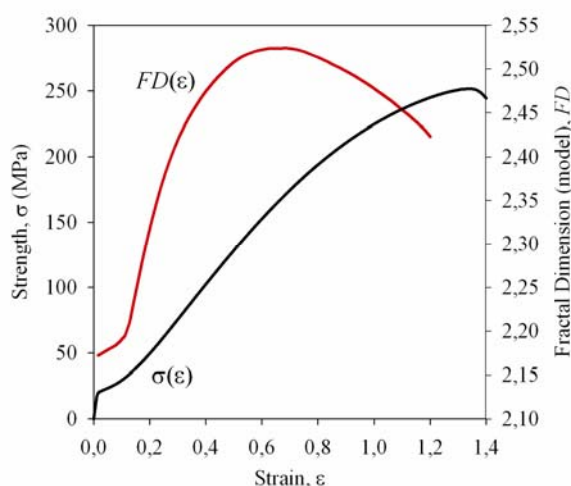


Рис. 1. Поведение напряжения и фрактальной размерности в процессе нагружения монокристаллического никеля.

но расти и проходит через максимум, который лежит в области деформаций, значительно меньше тех, при которых наблюдается образование шейки. Мы считаем, что данное положение максимума соответствует моменту начала локализации деформации. При дальнейшей деформации возникает самоорганизация структурных уровней материала, приводящая к образованию самоподобных структур с уменьшением FD вплоть до образования шейки.

Показано, что модель находится в хорошем качественном согласии с имеющейся в литературе совокупностью экспериментальных данных и, более того, приводятся оригинальные результаты, демонстрирующие применимость модели к поведению поликристаллической меди в широком интервале деформаций.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации (№11.G34.31.0031).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zr–2,5%Nb С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Хасанова Г.Ф., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
olegv@imsp.da.ru, galeyev@imsp.da.ru, guzel_khasanova@inbox.ru

Структура циркониевых сплавов является одним из самых важных факторов, определяющих как эксплуатационные, так и технологические свойства сплава [1, 2]. Одним из перспективных методов получения однородной мелкозернистой структуры в металлах и сплавах является деформационная обработка в условиях динамической рекристаллизации. Метод всесторонней изотермическойковки, осуществляемый при температурно-скоростных режимах, обеспечивающих развитие динамической рекристаллизации, позволяет формировать в объемных полупроизводствах однородную структуру. При этом зерна могут измельчаться вплоть до нанометрических размеров [3].

В связи с этим в работе исследовано механическое поведение сплава Zr–2.5%Nb с ультрамелкозернистой структурой, полученной методом всесторонней изотермическойковки.

Всестороннюю изотермическуюковку циркониевого сплава Zr–2,5% Nb проводили с поэтапным снижением температуры цикловковки от 750 до 450°C. Показано существенное измельчение зерен в структуре сплава при понижении температурыковки. При заключительной температурековки, равной 450°C и соответствующей ($\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$) фазовой области, в сплаве получена ультрамелкозернистая структура с размером зерен/фрагментов 200–400 нм. Проведена сравнительная оценка сверхпластических характеристик для двух структурных состояний сплава в интервале температур 450–700°C и скоростей деформации $4,6 \times 10^{-5} - 1,8 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Установлено, что в ультрамелкозернистом сплаве повышенная скоростная чувствительность напряжения течения ($m \geq 0,3$) отмечается как в ($\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$)-области, так и в ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$)-области, в сплаве с мелкозернистой структурой (размер зерен 3–4 мкм) – при температурах ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$)-области.

Дальнейшее снижение температуры заключительной деформации до 250°C позволило измельчить структуру сплава Zr–2,5% Nb до среднего размера зерен 200 нм.

Установлено, что в этом нанокристаллическом состоянии сплав обладает более высокой прочностью и пластичностью по сравнению с ультрамелкозернистым состоянием (размер зерен 3–4 мкм) при температуре эксплуатации изделий из циркониевых сплавов в атомном реакторе.

1. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. – 2-е изд. перераб. и доп. – М.: Энергоатомиздат, 1994. 256 с.
2. Никулин С.А., Рожнов А.Б., Бабукин А.В., Перепелкина О.Г., Лященко Н.В. Структура и сопротивление разрушению циркониевых сплавов для атомной энергетики // МИТОМ. 2005. №5. С. 8-17.
3. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские Нанотехнологии, 2007. Т. 2. № 7-8. С. 38-53.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ, ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Маркушев М.В., Крымский С.В., Мурашкин М.Ю.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ*

mvmark@imsp.ru

Слиток высокопрочного алюминиевого сплава типа 1965 (Al–8Zn–2.5Mg–2Cu–0.1Zr–0.27Sc) подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов, давление 6 ГПа) при комнатной температуре. Перед ИПД ему придавали разную степень гетерогенности структуры путем закалки и последующего искусственного старения при 170 °С длительностью от 1 до 10 часов. В результате, закаленный сплав имел одномодальное распределение вторичных фаз по размерам, сформированное когерентными выделениями $Al_3(Zr, Sc)$, а состаренный – бимодальное, благодаря добавлению к указанным дисперсоидам различных модификаций упрочняющих частиц η -фазы ($MgZn_2$).

По данным просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа установлено, что формирование нанокристаллической (НК) структуры со средним размером (суб)зерен ~80 нм имело место только в предварительно закаленном состоянии сплава. В состаренном сплаве структура была сильнодеформированной с высокой плотностью сравнительно равномерно распределенных дислокаций, причем вне зависимости от длительности старения, т.е. размера, плотности и других параметров частиц η -фазы. При этом не были обнаружены признаки формирования не только новых зерен, но даже новых малоугловых границ.

Установлено, что выделение частиц η -фазы перед деформированием существенно повлияло и на механическое поведение сплава после ИПД. Так в предварительно закаленном состоянии, как абсолютные значения, так и изменения параметров прочности и пластичности при растяжении при комнатной температуре были сравнимы по величине с демонстрируемыми алюминиевыми сплавами других композиций после наноструктурирования с помощью КВД и схожих режимов обработки. А предварительно состаренный сплав показал сочетание заметно меньшей прочности и более высокой пластичности. При этом, уровни свойств были близки фиксируемым в термообработанных на максимальную прочность промышленно-выпускаемых полуфабрикатах, при производстве которых был реализован эффект структурного упрочнения (пресс-эффект).

Рассмотрена природа обнаруженного структурно-механического поведения сплава. Сделано заключение о том, что величина упрочнения сплава 1965 от формирования в нем при КВД наноразмерной сетки границ с мало- и высокоугловой разориентировкой (нанокристаллической структуры фрагментированного типа) не превышает 200 МПа и сопоставима с эффектом его дисперсионного твердения. Отмечена важность учета принципа оптимальной гетерогенности структуры при выполнении деформационно-термической обработки термоупрочняемых алюминиевых сплавов с целью наноструктурирования их матрицы и достижения эффекта максимального упрочнения от ИПД.

ГРАДИЕНТ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ В ВАЛКАХ СТАЛИ 9ХФ

Коваленко В. В., Громов В. Е., Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

viktor_kovalenko_76@mail.ru,

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

koneva@tsuab.ru

Условия эксплуатации вала привели к созданию значительных внутренних напряжений. Их действие проявляется в появлении изгиба-кручения кристаллической решетки α -фазы. При электронно-микроскопическом исследовании он проявляется в виде экстинкционных контуров, толщина которых обратно пропорциональна изгибу-кручению кристаллической решетки.

Известно, что изгиб-кручение решетки может быть пластическим и упругим. В первом случае он обусловлен дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала. Во втором – нерелаксированными упругими напряжениями, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен, матрицы металла и недеформируемыми частицами. Возможен и упруго-пластический изгиб, когда в материале присутствуют оба источника полей.

В исследуемом материале изгиб-кручение кристаллической решетки в основном упругого происхождения. Он обусловлен несовместностью деформации карбидной фазы и α -матрицы.

Методом электронной дифракционной микроскопии выявлены высокие значения величин $\langle\chi\rangle$ и $\chi_{\text{упр}}$. Они выше, чем во многих случаях пластически деформируемой стали. Причина этого состоит в большой объемной доле цементита в эвтектоидной стали. Сталь 9ХФ (и ее аналоги) является двухфазным образованием с соизмеримой объемной долей второй фазы. Иными словами, это композиционный материал. Хорошо известно, что в композиционном материале роль внутренних напряжений выше, чем в обычных материалах.

Анализ зависимости полного внутреннего напряжения от локальных источников, измеренная по мере удаления от поверхности вала, позволяет заключить, что полученные значения напряжений с величиной σ_v . Поэтому становится очевидно, что поверхность вала работает на износ и должна разрушаться. Чтобы сохранить работоспособность вала, поверхностные слои необходимо либо удалять, либо отжигать для «рассасывания» источников напряжения и уменьшения его значений, по крайней мере, на порядок.

Кривизна-кручение кристаллической решетки почти всегда выше во вторичных фрагментах. Очевидно, что вторичным фрагментам трудно испытывать дальнейшие фазово-структурные превращения, поэтому при довольно близких размерах и одинаковой плотности дислокаций вторичные фрагменты накапливают более высокое значение кривизны-кручения решетки.

Обнаружено, что величина кривизны-кручения кристаллической решетки возрастает по мере приближения к поверхности вала. Это также является доказательством того, что степень пластической деформации возрастает при приближении к поверхности, а процессы возврата и полигонизации отстают от накопления дислокаций и развития внутренних напряжений.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ В ПРОЦЕССЕ УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Коваленко В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В., Конева Н. А., Попова Н. А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

viktor_kovalenko_76@mail.ru,

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

koneva@tsuab.ru

Представлены результаты исследования структуры стали 9Х2ФМ, обработанной на феррито-перлитную структуру, в результате ударного нагружения. Механическое и термическое воздействие с поверхности образца позволяет предположить, что по мере удаления от поверхности в глубину будут образовываться градиентные структуры, т.е. изменения в структуре будут происходить по мере удаления от поверхности вглубь материала.

Исследование особенностей структурно-фазового состояния структуры проводилось с применением электронно-микроскопического анализа на расстояниях от 0 (поверхность максимального ударного нагружения) до 23 мм (противоположная сторона образца) с шагом 3 мм. Особое внимание уделено анализу трех слоев: первый слой – рабочая поверхность, подвергавшаяся наибольшей деформации в ходе эксплуатации (зона ударного нагружения); второй слой – центр образца; третий слой – обратная сторона изделия, где деформация была минимальной. Полученные количественные данные позволили охарактеризовать возникшие градиентные структуры.

Как показали проведенные исследования, 98% материала составляет перлит и лишь 2% феррит. В исходном состоянии перлитные колонии содержат дефекты: «рваный» цементит, изогнутые пластины цементита, участки, в которых пластины цементита расположены в двух направлениях. В небольших количествах присутствуют колонии разрушенного перлита, т.е. колонии, в которых образовалось много дефектных мест, в том числе и разрушенных цементитных пластин. Таким образом, в материале в исходном состоянии присутствуют два типа перлита. К первому типу относятся совершенные перлитные колонии – это колонии, не имеющие дефектов, либо число дефектов в них составляет небольшое количество: 1) совершенные перлитные колонии и 2) перлитные колонии с дефектными, в том числе и с разрушенными, пластинами цементита. Перлитные колонии первого типа представляют собой образования с приблизительно параллельным чередованием пластин феррита и цементита. Этот перлит частично фрагментирован по первичному механизму, т.е. образующиеся субграницы располагаются примерно перпендикулярно пластинам цементита. Ко второму типу перлитной структуры относятся колонии разрушенного перлита, имеющие такие дефекты, как «рваный» цементит, изогнутые пластины цементита, пластины, расположенные в пределах одной колонии в двух направлениях, колонии с разрушенными пластинами цементита. Скалярная плотность дислокаций оказалась самой высокой в дефектных перлитных колониях - колониях с разрушенным цементитом ($\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), в совершенных колониях она в 2 раза меньше ($\sim 1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и самая низкая ($\sim 0,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) – в ферритных зернах.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ

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

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

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

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

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

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ И БОРОМЕДНЕНИЯ СТАЛИ 45

Вашук Е.С., Ионина А.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф.,
Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

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

Сканирующая электронная микроскопия показала, что электровзрывное бороалитирование и боромеднение сопровождается формированием на поверхности несплошного покрытия с высокоразвитым рельефом. Покрытие образовано конденсированными частицами, располагающимися в тылу струи и оседающими на поверхности уже после ее кристаллизации. Последующая ЭПО приводит к выглаживанию поверхности образцов. Вместе с тем сохраняются отдельно расположенные островки с высокоразвитым рельефом, сформированным при ЭВЛ, по-видимому, частицами бора. Релаксация термических напряжений, возникающих в поверхностном слое стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения при ЭПО, приводит к сохранению сетки микротрещин. Детальный анализ структуры поверхности электровзрывного бороалитирования и ЭПО выявил элементы тонкой структуры, формирующейся в результате электронно-пучковой обработки. А именно: декорирование границ зерен частицами вторых фаз. Размеры данных частиц изменяются в пределах от 250 до 500 нм. Включения второй фазы обнаруживаются и в объеме зерен. В этом случае размеры частиц изменяются в пределах 150–170 нм. Электровзрывное боромеднение и последующая ЭПО приводит к формированию на поверхности структуры дендритной и ячеистой кристаллизации. С ростом q_e и τ среднее расстояние λ_l между ячейками и осями первого порядка дендритов и средний диаметр зерен D увеличиваются в 1,5–2,0 раза. С учетом ошибок измерений можно говорить о линейном характере этих зависимостей.

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

ИЗУЧЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БЕРИЛЛИЯ

Стоев П.И., Папилов И.И., Николаенко А.А.

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

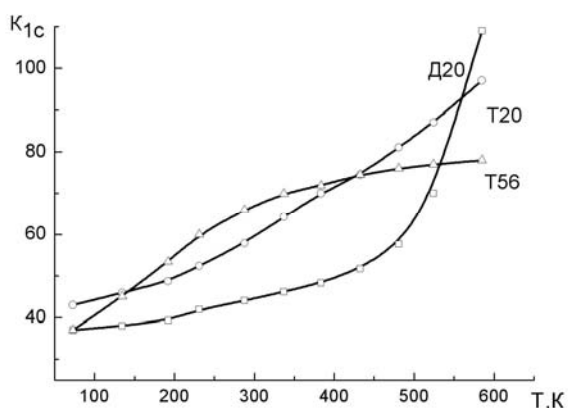
Харьков, Украина

stoev@kipt.kharkov.ua

В работе исследована вязкость разрушения горячепрессованного бериллия в зависимости от способа получения, величина зерна, содержания примесей и режимов термообработки. Для определения вязкости разрушения использовали образцы для внецентренного растяжения типа WOL размером 26x26x42 мм с надрезом шириной 0,35 и длиной 10 мм. Образцы испытывали в исходном состоянии и после различных термообработок. Растяжение образцов проводили в интервале температур 77–573К с регистрацией нагрузки, перемещения и раскрытия трещины.

Для исследования зависимости вязкости разрушения от структурных факторов выбраны три сорта материала – горячепрессованные блоки: Т20, Д20, Т56 технического (Т) и дистиллированного (Д) бериллия из порошка крупностью -20 и -56 мкм.

Температурная зависимость вязкости разрушения исследованных сортов бериллия представлена на рисунке. Вязкость разрушения бериллия заметно меняется



от партии к партии материала и сложным образом зависит от температуры. При комнатной температуре максимальную вязкость разрушения имеют образцы бериллия Т-56 ($66 \text{ кГмм}^{-3/2}$), минимальную – Т20 ($44 \text{ кГмм}^{-3/2}$). Температурная зависимость вязкости разрушения оказывается сложной: с понижением температуры вязкость разрушения бериллия Т-56 быстро падает и при 77К становится сравнимой с вязкостью металла сорта Д-20; при

повышении температуры, наоборот, вязкость слабо возрастает и при температуре выше 473К ее значения ниже, чем у других исследованных сортов бериллия.

Детально изучена фрактография всех исследованных сортов бериллия. Скол у всех сортов бериллия при низких температурах (77, 173К) гладкий, характерный для хрупкого разрушения. При комнатной температуре и выше на сколе наблюдаются две зоны разрушения. Первая зона обычно гладкая, а вторая характеризуется наличием сильной пластической деформации. Размеры и структура зон разрушения изменяется от сорта материала и температуры испытаний.

Эти исследования позволили сделать предположение о наличии двух механизмов сопротивления распространению трещин в бериллии: деформационного (преобладающего при температурах выше 473К) и примесного (связанного с выделением вторичных и преобладающих при температуре ниже 473К. При низких температурах ($\leq 473\text{К}$), определяющую роль в сопротивлении распространению трещин в бериллии играют вторичные фазы, а с ростом температуры начинают доминировать процессы пластической деформации.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОСТАДИЙНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

poletm@ispms.tsc.ru

В работе проведено исследование характера деформационного упрочнения конструкционных ГПУ- циркониевых сплавов при комнатной температуре. С использованием методов аналитической аппроксимации на параболических деформационных кривых растяжения S – e сплавов в координатах $\ln(S - S_0) - \ln(e)$ и $\ln(dS/de) - \ln(e)$ выделена последовательность фрагментов типа уравнения Людвига с различными значениями скорости деформационного упрочнения. Установлено, что дискретность изменения n является следствием развития неустойчивости пластического течения и связана с возникновением градиента скорости деформации по длине образца. Переход от максимального значения показателя параболичности $n = 0.5$ к значениям $n < 0.5$ сигнализирует о потере устойчивости пластического течения, которая в исследуемых материалах сопровождается периодически прогрессирующим уменьшением поперечного сечения образца.

Проведено исследование взаимосвязи механического поведения и кинетики макролокализации пластического течения с эволюцией микроструктуры и микротекстуры в очаге деформации материала с привлечением методов рентгеноструктурного анализа, дифракции обратно рассеянных электронов, электронной микроскопии. В качестве физических причин приостановок упрочнения на определенных участках деформационной кривой рассматриваются динамические релаксационные процессы на микро- и мезомасштабном уровнях, обнаруженные в очаге локализованной деформации. Так, в сплавах системы Zr–Sn, с сильным твердорастворным упрочнением, это – формирование мезополос локализации деформации, обеспечивающих переориентацию решетки около границ зерен, а в сплавах Zr–Nb с преимущественно дисперсным и субструктурным упрочнением – развитие процессов низкотемпературного динамического возврата по механизму коалесценции. В последнем случае возможна существенная перестройка системы границ в результате распада несовершенных малоугловых границ ($< 3^\circ$), образованных $\langle a \rangle$ и $\langle c+a \rangle$ дислокациями, и последующего перераспределения части дислокаций в большеугловые геометрически необходимые границы с углом разворота $20 \div 30^\circ$, расположенные вдоль оси растяжения, что сопровождается формированием в очаге локализованной деформации аксиальной текстуры. Установлена взаимосвязь периодичности структурных перестроек с последовательной активизацией различных систем скольжения в процессе переориентации элементов структуры.

Показано, что закономерности деформационного упрочнения сплавов Zr–Nb определяются особенностями субструктурного упрочнения в очаге локализованного течения, которые заключаются в периодическом изменении величины дислокационного вклада в напряжение течения, а также смене знака коэффициента в зависимости Холла-Петча для субзерен. Это связано с последовательным развитием динамического возврата в процессе перераспределения нагрузки и деформации между различно ориентированными структурными составляющими (зернами, фрагментами).

СКЛЕРОНОМНЫМИ ИЛИ РЕОНОМНЫМИ ЯВЛЯЮТСЯ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ?

Мовчан А.А., Казарина С.А.

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

На протяжении всего времени исследования механического поведения сплавов с памятью формы (СПФ) конкурируют две точки зрения на их поведение. Согласно первой из них в основе механических явлений, характерных для СПФ, лежат термоупругие фазовые превращения, являющиеся бездиффузионными процессами. Поэтому поведение СПФ должно быть склерономным (т.е. не зависит от масштаба времени). Противоположный взгляд состоит в том, что для СПФ характерны некоторые реономные явления. В данной работе приводится экспериментальное обоснование этой последней точки зрения.

Установлено, что при жестком изотермическом нагружении образцов из никелида титана в режиме мартенситной неупругости форма диаграммы напряжение – деформация зависит от скорости движения активного захвата испытательной машины. Чем больше эта скорость, тем меньшая достигнутая деформация соответствует тому же значению напряжения.

Проведены опыты по мягкому ступенчатому изотермическому нагружению образцов из никелида титана в режиме мартенситной неупругости. На каждой ступени процесса нагружения сразу после достаточно большого скачка напряжений возникает мгновенный скачок неупругих деформаций. После этого деформация возрастает со временем при постоянном напряжении сначала с чрезвычайно высокой, но постепенно уменьшающейся скоростью, которая с течением времени стремится к нулю. Таким образом, СПФ в мартенситном состоянии проявляет свойство нелинейной ограниченной ползучести. Приращение деформации со временем при постоянном напряжении имеет тот же порядок величины, что и мгновенный скачок деформации при том же скачке напряжений. Максимальное проявление реономных свойств наблюдается при значении напряжения вблизи первой точки перегиба на диаграмме мартенситной неупругости.

Аналогичное явление ограниченной ползучести наблюдается при мягком изотермическом ступенчатом нагружении образцов из никелида титана в режиме сверхупругости. Поскольку диаграмма нагружения в режиме сверхупругости не имеет точки перегиба, то в данном случае величина приращения деформации со временем монотонно возрастает с ростом уровня напряжений, при котором происходит скачок напряжений. При ступенчатой изотермической разгрузке в режиме сверхупругости на каждой ступени процесса наблюдается ограниченное убывание деформации со временем при постоянном напряжении после его скачкообразного уменьшения. Показано, что проявление реономных свойств СПФ при их нагружении в режиме сверхупругости не может быть объяснено выделением и поглощением латентного тепла фазового перехода.

Обнаружено явление изотермической релаксации напряжений после жесткого нагружения образцов из СПФ с фиксированной скоростью движения активного захвата и последующей фиксации деформированного состояния. Сразу после остановки испытательной машины скорость уменьшения напряжений достаточно велика, однако монотонно уменьшается, стремясь к нулю с течением времени. Установлено, что величина падения напряжения за фиксированное время выдержки возрастает с ростом скорости предварительного нагружения пропорционально логарифму этой скорости.

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ АНАЛИЗА УСТОЙЧИВОСТИ С УЧЕТОМ РЕОНОМНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А.А.¹, Климов К.Ю.²

¹*Институт Прикладной механики РАН, Москва, Россия*

²*Московский государственный университет, Москва, Россия*

movchan47@mail.ru

В [1] экспериментально установлено, что сплавы с памятью формы (СПФ) помимо склерономных, обладают еще и реономными свойствами. В [2] предложены две модели для описания реономного поведения СПФ, согласно которым рассматриваемые материалы при их нагружении в мартенситном фазовом состоянии проявляют свойства нелинейной ограниченной ползучести.

Ранее установлено, что тонкостенные элементы из СПФ проявляют повышенную склонность к потере устойчивости при фазовых и структурных превращениях под действием сжимающих напряжений. Построена теория устойчивости тонкостенных элементов из СПФ, основанная на склерономных определяющих соотношениях для этих материалов.

Вопрос о влиянии реономных свойств СПФ на сопротивление потере устойчивости этих материалов в настоящее время не исследован. Известно принципиальное различие в сопротивлении потере устойчивости линейно-вязкоупругих тел, обладающих свойством ограниченной ползучести и элементов из материалов, демонстрирующих нелинейную неограниченную ползучесть. Для двух этих классов материалов коренным образом различаются не только результаты решения задач устойчивости, но и сами постановки этих задач. Возникает вопрос о том, к какому из двух этих классов относятся задачи устойчивости для элементов из СПФ?

Рассмотрены модельные задачи устойчивости для жесткого стержня на шарнире, обладающем реономными свойствами, моделирующими поведение СПФ, стойки Шенли на стержнях из СПФ и балки из СПФ. При рассмотрении первой из этих задач установлено, что критическая нагрузка совпадает с Эйлеровым значением, вычисленным с использованием длительного секущего модуля, который определен после линеаризации определяющих соотношений. При этом устойчивое состояние носит динамический характер – для любого малого возмущения момент, возвращающий систему в тривиальное состояние, превосходит момент, отклоняющий систему от тривиального состояния. Поэтому статический подход в данной задаче не является корректным, хотя и дает формально правильное решение, совпадающее с результатами динамического анализа. Задача об устойчивости стойки Шенли на стержнях из СПФ решена с использованием понятия о псевдобифуркации. Показано, что и в этом случае критическая нагрузка совпадает с длительным Эйлеровым значением для линеаризованного определяющего соотношения. Аналогичные результаты получены в задаче об устойчивости сжатой балки из СПФ.

1. Мовчан А.А., Казарина С.А., Тант Зин Аунг. Реономные свойства сплавов с памятью формы, проявляемые в опытах на мартенситную неупругость и сверхупругость. Механика композиционных материалов и конструкций. – 2010. – Т. 16. – №3. – С. 305-311.
2. Мовчан А.А., Климов К.Ю. Модель реономного поведения сплавов с памятью формы, использующая гипотезы о склерономности предельно медленных и предельно быстрых процессов нагружения // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2011. – Т. 17. – №4. – С. 508-522.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д21

Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.

Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет,
Уфа, Россия, ela.90@mail.ru

Сплав Д21 относится к классу жаропрочных алюминиевых сплавов и применяется для изготовления изделий, длительно работающих при повышенных температурах, но в тоже время его предел прочности не превышает 400 МПа [1]. Вместе с тем известно, что прочность металлических материалов может быть существенно повышена путем измельчения зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации [2].

Вследствие этого, целью настоящей работы являлось изучение влияния ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры на механические свойства алюминиевого сплава Д21 системы Al–Cu–Mn.

Для получения УМЗ образцов были использованы два метода: интенсивная пластической деформации кручением под высоким давлением 6 ГПа и равноканальное угловое прессование под углом 90° и маршрутом В_с. Структура УМЗ образцов была изучена в просвечивающем электронном микроскопе JEM-2010. Микротвердость была исследована на микротвердомере Микромет 5101. Механические свойства были определены на установке для растяжения малых образцов с размером рабочей базы 4x1.8x0,5 мм.

По результатам изучения влияния интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства УМЗ образцов сплава алюминиевого Д21 можно сделать следующие выводы:

Применение интенсивной пластической деформации кручением привело к измельчению зеренной структуры до размера зерен примерно 70–140 нм, а после равноканального углового прессования средний размер зерна составил примерно 264–830 нм, в зависимости от режимов обработки.

На электронограммах ИПДК образцов обнаружены точечные рефлексы, межплоскостные расстояния которых совпадали с межплоскостными расстояниями чистого Al и фазы Al₇Cu₂Fe.

Микротвердость ИПДК и РКУП образцов равные примерно 2800 МПа и 1900 МПа, соответственно, была намного выше по сравнению с крупнозернистым закаленным состоянием (1420 МПа) и образцом подвергнутом стандартной обработке (1500 МПа). С увеличением температуры отжига выше 200°С наблюдалось заметное снижение значений микротвердости вследствие начала роста зерен.

Анализ механических свойств показал, что формирование наноструктур в РКУП образцах сплава Д21 ведет к значительному повышению предела прочности до 600 МПа при сохранении пластичности около 10%.

1. Альтман, М.Б. и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. – М.: Металлургия, 1984. с. 169 - 180.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВЕЩЕСТВА ВНЕЗЕМНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Гроховский В.И.¹, Гладковский С.В.^{1,2}, Бадеха К.А.¹, Прокопович К.С.¹

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, grokh47@mail.ru,

²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, gsu@imach.uran.ru

В последние годы исследованию вещества внеземного происхождения (метеориты, грунт Луны, Марса, астероидов) уделяется особое внимание, как вследствие активизации программ по изучению тел Солнечной системы, так и из-за осознания кометно-астероидной опасности для Земли. Характер разрушения метеороидов любой природы в космосе, в земной атмосфере, при ударе о землю или при воздействии на опасный астероид определяется, прежде всего, его прочностными характеристиками. Однако к настоящему моменту в научной литературе данные о прочности метеороидов весьма ограничены. Фрагменты метеоритов – единственный материал на Земле, на котором можно произвести оценку физических и механических свойств метеороидов.

Ранее нами было показано, что при ударных испытаниях на уровень механических характеристик метеоритного вещества существенное влияние оказывает макроструктурная неоднородность [1,2]. При этом наиболее высокие значения ударной вязкости наблюдались у атакситов Чинге и Дронино. Данная работа направлена на: оценку влияния температуры на процессы разрушения вещества метеоритов при ударном нагружении; определению параметров трещиностойкости образцов; фрактографический анализ их поверхности разрушения.

Ударные испытания от комнатной температуры до температуры жидкого азота проведены на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542 и впервые получены характеристики ударной вязкости и динамической трещиностойкости в соответствии с требованиями ГОСТ 9454 и 25.506-85 на образцах из метеоритов различного состава. Наиболее высокие значения KCU, как при комнатной температуре, так и при температуре жидкого азота отмечены для вещества высоконикелевого атаксита Чинге (17,0 вес.% Ni), имеющего субмикроскопическую структуру, состоящую из смеси дисперсных фаз. При комнатной температуре значение ударной вязкости для этого метеорита $KCU = 1486 \text{ кДж/мм}^2$. При температуре $T = -80^\circ\text{C}$ значение ударной вязкости $KCU = 1066 \text{ кДж/мм}^2$, что всего в 1,4 раза меньше значения ударной вязкости при комнатной температуре и не наблюдается температуры вязко-хрупкого перехода.

Статическая трещиностойкость (вязкость разрушения) материала метеорита Чинге определялась при комнатной температуре на прямоугольных образцах сечением 10x10 мм с предварительно наведенной усталостной трещиной в процессе испытаний по схеме трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине Instron-8801. Впервые проведенные стандартные испытания по программе механики разрушения показали, что образцы метеорита Чинге при комнатной температуре характеризуются высокими значениями вязкости разрушения, определенной в условиях плоского напряженного состояния – $KQ = Kc^* = 81,1 \text{ МПа м}^{1/2}$. На основании полученных данных можно заключить, что материал метеорита Чинге при комнатной температуре характеризуется повышенным комплексом прочностных и пластических свойств ($\sigma_{0,2} = 827 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 855 \text{ МПа}$, $\delta = 11\%$, $\psi = 40\%$) при высоком сопротивлении хрупкому разрушению ($Kc^* = 81,1 \text{ МПа м}^{1/2}$).

Исследования изломов после разрушения образцов выполнено на растровом электронном микроскопе для трех характерных участков изломов: зона зарождения трещины, зона распространения трещины, зона долома. Во всех зонах преобладает ямочная структура, что свидетельствует о вязком характере разрушения. В качестве количественной характеристики характера разрушения в зависимости от температуры испытания образцов был использован размер ямок, который определялся на анализаторе изображения SIAMS Photolab. Было обнаружено, что размеры ямок на всех изломах находятся в диапазоне от 0,2 мкм до 11 мкм. При понижении температуры средний размер ямок уменьшается в зонах зарождения и распространения трещины. При этом доля мелких (менее 2 мкм) ямок в изломе зоны распространения трещины меньше, чем в зоне зарождения трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-«Урал» № 10-05-96047 и ФЦП «Кадры» (государственные контракты № П1154 и № 14.740.11.1006).

1. Grokhovsky V.I., Gladkovsky S.V. // Impact mechanical tests of meteorites. Meteoritics and Planetary Science, 2010, 45, A69.
2. Гроховский В.И., Гладковский С.В., Козловских Е.С., Пятков А.А. Структурные аспекты разрушения метеоритов при ударном нагружении. В кн.: VI международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: материалы конференции. – 20-22 октября 2010 г., Оренбург, 2010, с.638-641.

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ И ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, mishetyan@bk.ru

В Российской Федерации осуществляется крупномасштабное строительство магистральных трубопроводных систем, предназначенных для транспортировки газа и нефти из районов добычи в центры потребления как в нашей стране, так и за ее пределами. В связи с освоением все более отдаленных месторождений газа и нефти, расположенных в крайне неблагоприятных климатических зонах с суровым климатом, и увеличением мощности магистральных трубопроводов нефтегазовая отрасль выдвигает постоянно возрастающие требования к металлу труб большого диаметра в отношении прочности, сопротивления хрупкому разрушению и свариваемости.

Магистральные газо-нефтепроводы относятся к объектам повышенного экологического риска возникновения техногенных аварий, вызванных недостаточной эксплуатационной надежностью металла. Длительная эксплуатация приводит к деградации свойств металла, связанной с изменением структурного состояния вследствие воздействия внешних и внутренних напряжений, старения металла.

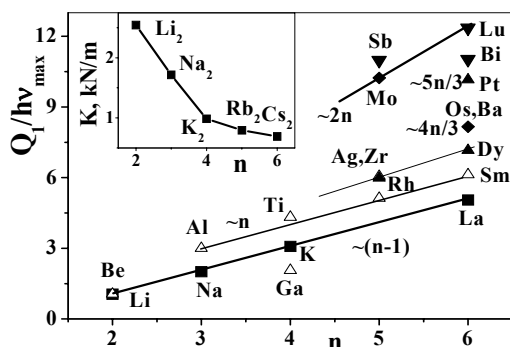
В данной работе проведены исследования металла проката трубных сталей четырех категорий прочности. Приведены результаты исследований микроструктуры, стандартных механических свойств, трещиностойкости, измерения внутреннего трения. Определены факторы, влияющие на склонность к деформационному старению и хрупкому разрушению.

ДИСКРЕТНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Корниенко Н.Е.

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

Достаточно давно для молярных теплот плавления металлов Q_m установлена эмпирическая зависимость $Q_m \approx RT_D(n - 1)$ [1], где R – универсальная газовая постоянная, T_D – температура Дебая, а n – главное квантовое число внешних электронных состояний атомов. Эта основополагающая для материаловедения закономерность до настоящего времени не имела не только теоретического обоснования, но четкого физического понимания. Согласно развиваемой нами принципиально новой нелинейно-квантовой концепции современного материаловедения [2 и др.] эта закономерность показывает ступенчатое повышение термической стабильности твердых тел и других их свойств, связанных с их электронными состояниями, при переходе к элементам более высоких периодов Периодической системы, что иллюстрируется рис.1. Здесь показана зависимость отношений удельной теплоты плавления в расчете на один атом $Q_1 = Q_m/N_A$, где N_A – число Авогадро, к энергии фононов с максимальной частотой, определяемой по температуре Дебая $h\nu_{\max} = kT_D$ (k – постоянная Больцмана). Следует отметить ряд характерных особенностей: 1)



Все отмеченные на рис.1 экспериментальные точки соответствуют целочисленным значениям – удельные теплоты плавления Q_1 кратны энергиям граничных фононов; 2) Кроме линейной для Li, Be, Na, K и La зависимости $Q_1/h\nu_{\max} = n - 1$ наблюдаются и другие закономерности от $Q_1/h\nu_{\max} = n$ (для Al, Ti, Rh, Sm) до $Q_1/h\nu_{\max} = 2n$ (Mo, Lu) минуя другие дискретные ступени изменения свойств твердых тел ($\sim 4n/3$; $\sim 5n/3$ и др.); 3) Существенно, что такое изменение свойств материалов коренным образом

отличается от известных сил взаимо-действий атомов в молекулах, которые можно характеризовать силовыми постоянными K , определяемыми по частотам нормальных колебаний. В частности, для двухатомных молекул $K = \mu(2\pi c\nu_{\max})^2$, где μ – приведенная масса, c – скорость света. Изменение K для димеров щелочных металлов Me_2 показано на вставке рис.1 – силы взаимодействия между атомами существенно ослабевают с ростом значений n для валентных электронов.

Эти и другие закономерности объясняются в рамках развиваемой нами нелинейно-квантовой физики [2 и др.]. Установлена главенствующая роль коллективных свойств химических связей в конденсированных средах, связанных с возбуждением высших колебательных состояний и их сильным взаимодействием с электронными состояниями. В результате этого силы взаимодействия атомов существенно усиливаются и даже проявляется сжатие атомов [2]. Показано существование только трех типов формирования электронных зон тугоплавких металлов. Это неразрывно связано с нелинейным резонансным взаимодействием волн и его основными закономерностями [3]. Высокие колебательные состояния веществ ($V \sim 10$) могут возбуждаться при их высоких нелинейностях и умеренных температурах T или слабых нелинейностях и высоких T . Полученные результаты открывают путь

к более глубокому изучению нанодисперсных сред, сверхпрочности и сверхпластичности.

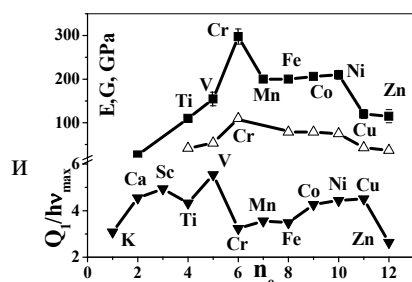
1. Уббелодде А.Р. Расплавленное состояние вещества. М.: Металлургия, 1982, 375 с.
2. Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н., Вестник Тамбовского университета, 2010, 15, вып.3, 953; Явления нелинейного сжатия и колебательной неустойчивости конденсированных сред (развитие основ нелинейно-квантовой физики), Сборник докладов Междунар. научн. конф. Актуальные проблемы физики твердого тела, Минск, т.1. с 26-28.
3. Корниенко Н.Е. Квантовая электроника, 1985, 12, №8, с.1595; Опт. и спектр. 1986, 60, с.186.

НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВАЯ ПРИРОДА МОДУЛЕЙ ЮНГА И СДВИГА

Корниенко Н.Е.

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

Особенностью современного уровня развития науки и техники есть достаточно большой разрыв между субмикроскопическим уровнем квантовой механики и реальными проблемами материаловедения и биологии. На основе развитой нелинейно-волновой концепции фазовых переходов (ФП) [1], а также обнаруженных нами явлений сильного фонон-электронного взаимодействия [2], колебательной неустойчивости конденсированных сред (КС) и их нелинейного сжатия [3] в настоящем докладе сделана попытка перебросить «мост» между пока далекими областями фундаментальной физики и проблемами материаловедения. Для КС в отличие от атомов и молекул характерно появление новых закономерностей, связанных с коллективно-волновыми свойствами их колебательных и электронных возбуждений. Протяженность КС обеспечивает пространственное накопление нелинейно-волновых процессов, что вместе с их высокой резонансностью приводит к качественно новым закономерностям, не имеющим линейных аналогов. Такими явлениями являются все ФП, растворение, повышения прочности сплавов по сравнению с чистыми металлами и другие феномены материаловедения. Цель этого доклада показать, что вводимые формально линейные модули Юнга E и сдвига G , по сути, связаны со сложными нелинейно-волновыми взаимодействиями колебательных мод и сильным фонон-электронным взаимодействием, влияющим не



только на электроны проводимости, но и на электронные состояния, обеспечивающие связи в твердых телах.

Несомненно, что высокая упругость, твердость прочность таких конструкционных материалов как Ti, V, Cr (4 период элементов) Zr, Nb, Mo (5 период) Hf, Ta, W (6 период) связана с нелинейно-квантовым сжатием их структуры [3], так как в молекулярных средах доминируют элементы первых трех периодов системы элементов. Рис.1 демонстрирует зависимость модулей E и G , а также показателя колебательной неустойчивости КС $Q_1/h\nu_{\max}$ от числа валентных электронов n_e в металлах 4 периода. Здесь Q_1 – теплота плавления в расчете на один атом, $h\nu_{\max} = kT_D$ – энергия граничных фононов, находимых по температурам Дебая T_D . Таким образом, фактор $Q_1/h\nu_{\max}$ показывает возбуждение каких колебательных обертонов ($\approx 2 \div 6$) приводит к потере устойчивости КС. С другой стороны величина n_e характеризует силу фонон-электронного взаимодействия, приводящего к коллективному

нелинейно-квантовому усилению межатомных взаимодействий в КС. Видно, что электронные состояния $nd^3(n+1)s^2$, $nd^5(n+1)s$, $nd^8(n+1)s^2$ и близкие к ним приводят к резонансному росту как $Q_1/h\nu_{\max}$, так и модулей E и G . Видно подобие зависимостей на рис.1, в частности, наличие двух максимумов в области Cr, V и Co, Ni. Некоторое различие рассматриваемых зависимостей связано с проявлением в области плавления более высокие степени нелинейности, чем в области обратимых деформаций. Весомым доказательством развиваемой концепции является повышение характеристик различных сплавов ввиду повышения нелинейности сред при сочетании разных атомов.

1. Корниенко Н.Е., О связи теплот плавления кристаллов с энергиями оптических фононов, Вестник Киевского университета, сер. физ.-мат. науки, 2004, вып. № 4, с 466-476.
2. Корниенко Н.Е. Эффекты сильного фонон-электр. взаимодей., Вест.Киев.ун., сер. физ.-мат. н., 2006, № 3, 489-499; N.E.Kornienko et al., Optics and Spectr., 2010, 109, №5, 742–752.
3. Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Корниенко А.Н., Вестник Тамбовского университета, 2010, **15**, вып.3, 953; Явления нелинейного сжатия и колебательной неустойчивости конденсированных сред (развитие основ нелинейно-квантовой физики), Сборн. докл. Междун. науч. конф. Актуальные проблемы физики твердого тела, Минск, т.1, с26-28.

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ЖАРОПРОЧНЫМ НИКЕЛЕВЫМ СПЛАВОМ

Алетдинов А.Ф., Валихметов О.Р., Галеев Р.М.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
Уфа, Россия
galeyev@imsp.ru*

Перспективным направлением снижения массы газотурбинного двигателя является применение в сложных высоконагруженных узлах ГТД деталей комплексной конструкции. В качестве такой конструкции может быть совмещенная опора, объединяющая вал и обойму подшипника в единое неразъемное соединение. При этом возникает необходимость создания твердофазного соединения элементов узла двигателя, изготавливаемых из разнородных материалов. Одним из методов, который можно применить в этом случае, является сварка давлением в вакууме.

В настоящей работе исследовано термодиффузионное соединение образцов из высоколегированной жаропрочной стали 15X15H3K3BM2ФБА и жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ с применением промежуточной никелевой прослойки. Сварку давлением в вакууме выполняли в интервале температур 900–950°C при приложении удельного давления 20–30 МПа.

Структурные исследования зоны сварного шва свидетельствовали об образовании качественного соединения. Установлено, что прочность на отрыв при комнатной температуре полученных твердофазных соединений может достигать 0,85–0,9 от предела прочности никелевого сплава, как наименее прочного из свариваемых материалов. В работе представлены результаты изучения структурного, химического и фазового состояния зон соединения исследованных разнородных металлических материалов.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕКСТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ

Назарова А.А., Попов В.А., Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Asiya_nazarova@mail.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД), характеризуются высокими внутренними напряжениями, связанными с неравновесными границами зерен, что ведет к снижению их пластичности и термостабильности. Обычно возврат структуры осуществляют путем отжига, но при этом происходит рост зерен даже при относительно низких температурах и снижение пределов прочности и текучести вместе с увеличением пластичности. Одним из возможных методов повышения комплекса свойств УМЗ материалов является ультразвуковая обработка (УЗО). В работе [1] с помощью компьютерного моделирования было показано, что УЗО низкой амплитуды приводит к релаксации структуры УМЗ материалов, не приводя к росту зерен. Релаксация структуры экспериментально наблюдалась в чистом никеле, подвергнутом ИПД кручением [2].

В настоящей работе исследуется влияния УЗО с амплитудами напряжения 20, 30 и 40 МПа на текстуру, внутренние напряжения и механические свойства УМЗ никеля, полученного методом равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что наиболее заметное релаксирующее воздействие оказывает УЗО с наименьшей из использованных амплитуд. Рентгеноструктурный анализ (РСА) исследуемых образцов проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07. Использовали $\text{CuK}\alpha$ излучение с фокусировкой по Брегу–Брентано со щелями Соллера на первичном пучке и графитовым кристалл-монокроматором на дифрагированном пучке. Обработку экспериментальных данных проводили с использованием программного пакета “Maud” (Materials Analysis Using Diffraction). Алгоритм программы использует метод Ритфелда, называемый в русскоязычной литературе порошковым полнопрофильным методом. Обратные полюсные фигуры строились с использованием методов Вильсона и Морриса.

РСА показал, что УЗО приводит к снижению внутренних напряжений в УМЗ никеле. Текстура в образцах после РКУП и РКУП с последующей УЗО с амплитудами 30 и 40 МПа имеет ориентировку $\langle 110 \rangle$. В образце после УЗО с амплитудой 20 МПа текстура меняется и имеет двойную ориентировку $\langle 311 \rangle + \langle 331 \rangle$ примерно в одинаковых долях. Результаты испытаний на одноосное растяжение показывают зависимость механических свойств от амплитуды УЗО. При амплитуде 20 МПа наблюдается повышение пластичности на 2,5%, при этом предел прочности и условный предел текучести практически не меняются. При амплитуде УЗО 30 МПа пластичность повышается на 1,5%. При амплитуде 40 МПа, напротив, наблюдается снижение пластичности.

1. Назарова А.А., Дмитриев С.В., Баимова Ю.А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А. // ФММ. 2011. Т.111, №5, с. 536-543.
2. Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Назаров А.А. // ФММ. 2010. Т.110. №6. С.600-607

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ТРИП-СТАЛИ 23Х15Н5СМ3Г МИКРОЛЕГИРОВАНИЕМ Ti и Ce

Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А., Галкин М.П., Тэль В.В., Буржанов А.А.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина", г. Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru, 8ab@bk.ru

Разработана новая высокопрочная сталь с нестабильным аустенитом 23Х15Н5СМ3Г, микролегируемая Ti и Ti+Ce, измельчающими зерно аустенита, для изготовления холодного проката, используемой для ответственных деталей авиатехники, работающих в условиях воздействия циклических нагрузок, с целью повышения ее ресурса.

Высокая прочность трип-сталей реализуется при холодной пластической деформации прокаткой вследствие фазового превращения нестабильного аустенита в мартенсит.

Количество мартенсита деформации возрастает с увеличением степени деформации при прокатке.

Установлены линейные зависимости характеристик прочности σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{0,02}$, относительного удлинения δ , твердости (по Виккерсу) H_v и внутренних микронапряжений (определяемых по ширине рентгеновских интерференций $B_{(211)\alpha}$, мрад, которая прямо пропорциональна их величине) от количества мартенсита деформации α .

Оптимальный комплекс механических свойств и характеристик сопротивления холодного проката усталостному разрушению достигается при 60–70% мартенсита деформации ($\varepsilon = 37\text{--}44\%$ при холодной прокатке). Наибольший их уровень при совместном легировании Ti+Ce.

Механические свойства сталей 23Х15Н5СМ3Г с микролегированием (лента 0.3мм)

Микролегирующее	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	$\sigma_{0,02}$, Н/мм ²	δ , %
0,013%Ti	1720	1500	1320	16–19
0,0125%Ti+0,06Ce	1830	1636	1480	27
	1777	1737	1550	24

Сопротивление усталости (отнулевое циклическое растяжение при асимметричном цикле напряжений $\zeta=26\text{ с}^{-1}$ на базе 10^7 циклов) стали с микролегирующим 0,0125%Ti+0,06Ce: Средняя усталостная долговечность, $\tilde{N}_c$ 30980; Предел выносливости σ_R , 550±400.

Преимущества:

- Прирост характеристик прочности при $\delta = 18\text{--}25\%$: $\sigma_B = 10\text{--}12\%$, $\sigma_{0,2} = 20\text{--}39\%$, $\sigma_{0,02} = 30\text{--}50\%$, $\delta = 16\text{--}25\%$.

- Возрастание средней усталостной долговечности в 7 раз и предела выносливости σ_R (от 550±310 до 550±400)Н/мм² стали 23Х15Н5СМ3Г с микродобавкой (Ti+Ce) по сравнению со сталью ВНС-9Ш, используемой в России для изготовления холоднокатаной ленты толщиной 0,3мм.

- Огнестойкость – при нагреве ленты до 800 0С сталь не охрупчивается, в отличие от стали ВНС-9Ш.

МЕЗОМЕХАНИКА ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В МАТЕРИАЛАХ С ПОКРЫТИЯМИ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А.

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

Проведено численное исследование физико-механических свойств материалов, поверхность которых модифицирована различными технологиями нанесения покрытий: диффузионное борирование и лазерное напыление. Созданы модельные двумерные структуры с заданной кривизной границ раздела: стальная основа Ст3 – боридное покрытие FeB, алюминиевая подложка Al6061 – композитное покрытие Al-TiC. Разработан метод генерации и созданы трехмерные модели элементарных объемов с характерными включениями TiC в алюминиевой матрице (рис. 1), интегрированная, помимо разрабатываемых авторами кодов, и в стандартизированные пакеты инженерных программ типа ABAQUS и ANSYS.

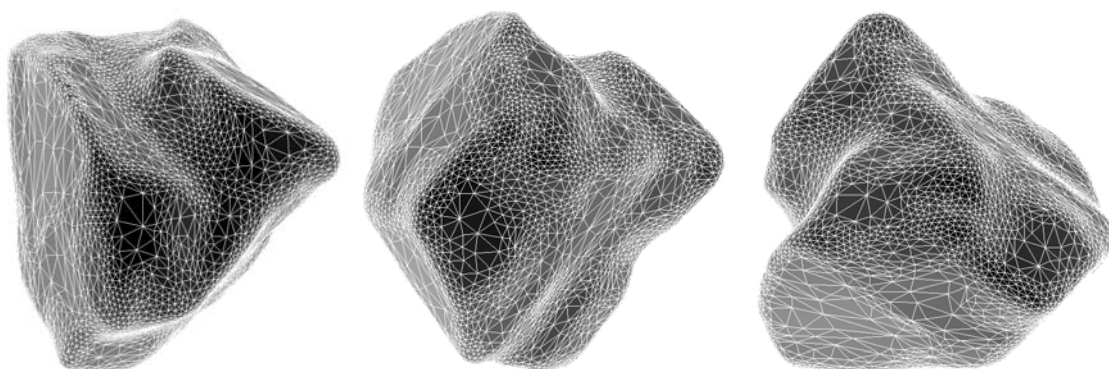


Рис. 1. Численная модель включения карбида титана в композитном покрытии.

Проведены серии расчетов деформирования и разрушения двухфазных структур, исследованы процессы локализации пластического течения в стальной основе, динамика роста и взаимодействия трещин при различных видах внешней нагрузки: растяжение и сжатие. Установлено, что прочность композита "сталь – боридное покрытие" экспоненциально возрастает с увеличением скорости деформирования при сжатии и слабо меняется при растяжении [1]. Показано, что как при растяжении, так и при сжатии алюминиевой подложки с композитным покрытием Al-TiC возникают локальные области объемного растяжения, где при последующем нарастании нагрузки зарождаются трещины. При растяжении и сжатии трещины зарождаются в различных местах и распространяются в разных направлениях.

Работа выполнена при поддержке Президента РФ (грант МД-202.2011.8) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-00084-а).

1. Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А. Влияние скорости деформирования на прочность композита «покрытие-подложка». Численное моделирование. Механика композиционных материалов и конструкций, 17 3 (2011) 320-340.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Ti-6Al-7Nb ЗА СЧЕТ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Габитова С.А., Полякова В.В., Семенова И.П.

Уфимский государственный авиационный технический университет,

Уфа, Россия

Lana_gabitova@mail.ru

Титановые малолегированные сплавы нашли широкое применение в современной медицине в качестве конструкционных материалов. Это обусловлено их исключительной коррозионной стойкостью в различных атмосферных условиях, а также в ряде сильных химических реагентов. На их поверхности образуется оксидный слой, который играет не только защитную роль, но и обладает выраженными osteoconductive свойствами. Также титановые сплавы имеют высокую удельную прочность (отношение прочности материала к его весу) и низкий модуль упругости, близкий к модулю упругости кости [1].

Известно, что в процессе эксплуатации имплантаты, например эндопротезы, испытывают интенсивные циклические и статические нагрузки, что часто приводит к их разрушению [1,2]. В связи с этим, проблема повышения прочности и усталостных свойств малолегированных титановых сплавов является до сих пор актуальной.

В данной работе объектом исследований является сплав Ti-6Al-7Nb ELI, который признан имплантологами одним из лучших [1]. В этом сплаве по причине малого количества β -фазы невозможно добиться значительного упрочнения путем использования закалки и старения. Наибольший эффект может дать деформационная и термомеханическая обработка. С целью кардинального повышения механических характеристик за счет формирования в сплаве Ti-6Al-7Nb ELI ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры его подвергли интенсивной пластической деформации (ИПД) [3].

Целью данной работы является исследование особенностей структурообразования и механических свойств в сплаве Ti-6Al-7Nb в процессе РКУП, последующей экструзии и отжига.

Установлено, что формирование УМЗ структуры в сплаве Ti-6Al-7Nb с помощью комбинированной термомеханической обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию привело к повышению предела выносливости с 450 до 680 МПа. Фрактографический анализ изломов образцов после усталостных испытаний обнаружил некоторые отличительные особенности распространения усталостной трещины в КЗ и УМЗ состоянии сплава Ti-6Al-7Nb, которые в целом свидетельствуют о более вязком характере разрушения сплава Ti-6Al-7Nb с УМЗ структурой.

1. Brunette D.M., Tengvall P., Textor M., Thompson P.// Titanium in Medicine. Springer – Verlag Berlin Heidelberg, Germany, 2011, 1019 p.
2. Иголкин А.И.// Титан в медицине. Титан. 1993. №1, С.86
3. Валиев Р.З., Александров И.В. // Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.: ил.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ БЕТОНЫ ИЗ САМОВЫРАВНИВАЮЩИХСЯ СМЕСЕЙ

Гувалов А.А., Аббасова С.И., Мамедова А.А., Гувалов М.А.

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

В основе технологии бетонных работ лежит тщательное уплотнение бетонных смесей, так как степень и равномерность их уплотнения определяют все основные физико-механические и эксплуатационные свойства бетона. Основной качественной характеристикой бетонной смеси является удобоукладываемость, которая характеризуется двумя количественными показателями – жесткостью и подвижностью. С точки зрения технологов и производителей бетонных работ, идеальной считается такая смесь, которую вообще не требуется распределять по конструкции и уплотнять, а она при этом не расслаивается и сохраняет равномерность объема. Такие бетонные смеси называли самоуплотняющимися. К самоуплотняющимся смесям относятся не все литые смеси (категории П5), а только те из них, расплыв конуса которых превышает 55 см. Если в обычную бетонную смесь мы добавим микрокремнезем и суперпластификатор, она, визуально, станет очень похожа на самоуплотняющуюся. Рецептура самоуплотняющейся бетонной смеси весьма существенно отличается от состава обычной бетонной смеси. Первым отличием является принципиально другой подход к соотношению и гранулометрии заполнителей (расход щебня не превышает расход песка, рассев заполнителей, по возможности, приближается к идеальной кривой за счет обогащения нескольких фракций). Второе отличие заключается в обязательном присутствии в смеси наполнителей и повышенном расходе цемента. Третьим отличием являются тип и дозировка пластифицирующей добавки (как правило, это гиперпластификатор, доза которого на порядок превосходит стандартный расход для обычного бетона). Высокая стоимость самоуплотняющихся бетонных смесей, с одной стороны, предполагает их использование только для получения высокопрочных бетонов с высокими и ультравысокими эксплуатационными свойствами, а с другой стороны, побуждает к разработке мероприятий по снижению их себестоимости для расширения области возможного применения.

При переходе на самоуплотняющиеся смеси значительно упрощается технология работ, уменьшается их шумность, сокращаются трудозатраты, увеличиваются темпы строительства. Таким образом, несмотря на существенно более высокую стоимость этих смесей, общие затраты на строительство даже сокращаются. Одновременно, за счет снижения шумности, энергопотребления, выхлопов от двигателей ожидающих разгрузки автобетоносмесителей, уменьшается экологический ущерб для окружающей среды и психофизическое воздействие на ноосферу. Для большинства густоармированных и металлобетонных конструкций наиболее приемлемой – как с технологической, так и экономической точек зрения – является самоуплотняющаяся бетонная смесь SF 2. При этом прочность бетона составлять 80–120 МПа.

ПРИМЕНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО МОДИФИКАТОРА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ БЕТОНА

Гувалов А.А.

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

Новым перспективным направлением в разработке модификаторов повышенной эффективности является химическое модифицирование поверхностно-активных олигомеров, т. е. направленное изменение свойств при введении в состав макромолекул фрагментов иной природы. При этом можно выделить модифицирование, основанное на химических превращениях синтезированных макромолекул, и модифицирование на стадии синтеза олигомеров. Этот путь привел к разработке новых перспективных СП на основе продуктов полициклических ароматических углеводородов (САС). Добавки САС обладают сильным разжижающим действием и позволяют на основе бетонной смеси с осадкой конуса 2–3 см получить смесь с подвижностью 20 см и выше без снижения прочности бетона. Введение добавок САС позволяет снизить расход воды для получения равноподвижных литых бетонных смесей и способствует снижению водоотделения, что благоприятно сказывается на прочности конструкций, особенно их верхних слоев.

Использование литых, самовыравнивающихся бетонных смесей с добавками САС позволяет получить качественный бетон без применения вибрации или значительно снизить степень ее воздействия. Преимущества литых бетонных смесей с добавками САС проявляются также при перекачивании их бетононасосами. Так, введение в бетонную смесь с подвижностью 8 см 0,4–0,8% САС приводит к снижению давления перекачивания на 25–35%.

Прочностные характеристики бетона на основе литых пластифицированных смесей, твердеющих как при нормальной температуре, так и подвергнутых тепло-влажностной обработке, сохраняются на уровне прочности бетонов, изготовленных без добавок из малопластичных смесей. Режим термообработки следует, как правило, применять такой же, как для бездобавочного бетона.

Влияние суперпластификаторов на свойства бетонов со сниженным водоцементным отношением. Высокий пластифицирующий эффект добавок СП может быть использован для снижения на 20–30% расхода воды при получении равноподвижных бетонных смесей. Они позволяют плотно укладывать бетонные смеси с $V/C = 0,25–0,40$ и получать бетоны высокой прочности на основе рядовых цементов. При этом максимальный прирост прочности в смесях со сниженным V/C наблюдается в раннем возрасте (1–3 сут) и достигает 50–90%, а в возрасте 28 сут – 20–50%, что составляет для высокопрочных бетонов 1,5–2,5 марки.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УМЗ СПЛАВА ВТ22 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ВЫЛЕЖКИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Классман Е.Ю., Классман П.А., Астанин В.В.

ИПСМ РАН, Уфа, Россия

klassman@mail.ru

В случае листовой прокатки имеется возможность сформировать УМЗ структуру непосредственно в процессе получения фольги или листа, не прибегая к дополнительным операциям деформационной обработки [1]. Листовые полуфабрикаты, полученные прокаткой с большими степенями обжатия, в том числе изотермической, имеют специфическую структуру и требуют специального исследования. В проведенных ранее работах [2] было выявлено, что УМЗ состояние приводит к существенному повышению ударной вязкости сплава ВТ22.

Далее нами было замечено некоторое изменение свойств листового полуфабриката после его длительной вылежки при комнатной температуре (данные представлены в таблице 1).

Таблица 1. Изменение механических свойств при комнатной температуре после длительной вылежки проката

Свойства \ Время	0 месяцев	6 месяцев	12 месяцев	18 месяцев
σ_B , МПа	1425	1435	1463	1470
δ , %	6	3,7	2,3	2,2
Ψ , %	30	22,5	19	19,5
KCU МК (Дж/см ²)	23	20	20	-
KCU УМЗ (Дж/см ²)	60	43	44	-

Фактографический анализ изломов (после испытаний) не выявил существенных отличий образцов свежего проката от образцов после вылежки при комнатной температуре, следов мелкодисперсных включений не обнаружено. Падение KCU на 28 % - 27 % для УМЗ состояния и на 13 % для МК состояния, по всей видимости, связано с перераспределением внутренних напряжений в материале.

Список литературы

1. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771 от 27.03.08 (приоритет от 06.07.2006).
2. Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава ВТ22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки, Перспективные материалы, 2009, июнь, спец выпуск (7), с. 14-16.

АНАЛИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ.

Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
sem17@mail.ru

Одним из перспективных способов повышения комплекса механических свойств металлов и сплавов является создание в них нанокристаллического (НК) или субмикрокристаллического (СМК) структуры методами интенсивной пластической деформации. Наиболее эффективно применение таких методов для материалов, в которых классическими способами термической обработке невозможно получить высокий уровень механических свойств. К таким материалам относятся низкоуглеродистые стали, которые широко применяются при производстве нефте- и газопроводов. Создание материалов с НК и СМК структурой требует привлечения самых современных методов физического анализа. Одним из таких методов является дифракция обратнорассеянных электронов, позволяющая анализировать структуру, текстуру и распределение разориентировок границ зерен НК материалов построением ориентационных карт с шагом сканирования до десятков нанометров.

В докладе приводятся результаты анализа структурных состояний низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ, полученных различными методами тепловой деформации, методом дифракции обратнорассеянных электронов.

Показано, что в зависимости от схемы деформации: теплая прокатка или всесторонняя ковка, в низкоуглеродистой стали формируется субмикрокристаллическая фрагментированная структура различного типа.

Проведена детальная аттестация структуры полученных состояний низкоуглеродистых сталей. В стали с равноосной структурой средний размер фрагментов составлял 0,3 мкм, а в стали с волокнистой структурой средний поперечный диаметр волокон составил около 0,4–0,6 мкм. Исследована текстура, сформировавшаяся в процессе тепловой деформации, оценена доля малоугловых и высокоугловых границ во всех деформированных и отожженных состояниях.

Установлены закономерности изменения механических свойств стали в зависимости от структурного состояния. Исследовано влияние типа субмикрокристаллической структуры на анизотропию механических свойств.

Установлено, что в субмикрокристаллическом состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 900–1000 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей в 2,5 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Проведены отжиги деформированных состояний, исследованы механические свойства сталей после отжигов. Установлено, что термическая стабильность полученной структуры после всестороннейковки на 100 °С выше, чем после тепловой прокатки. Показано, что при рекристаллизации сталей с СМК структурой формируются зерна со средним размером 4–5 мкм. В результате проведенных отжигов, после интенсивной тепловой деформации, удается получить структурное состояние, которое отличается оптимальным сочетанием высокого уровня прочности и пластичности.

ВЫБОР СХЕМЫ НАГРУЖЕНИЯ И ЗАКРЕПЛЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ЦЕЛЬЮ ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Ахунова А.Х., Дмитриев С. В., Сафиуллин Р. В., Сафиуллин А. Р.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
Akhunova.a.a@gmail.com

Надёжность работы узлов и деталей современных летательных аппаратов (ЛА) определяется условиями контроля их качества на стадии изготовления, и в процессе их эксплуатации. Особый интерес для авиации и космонавтики представляют трехслойные полые конструкции, позволяющие снизить вес ЛА. Такие конструкции состоят из обшивок и образующего ребра жесткости гофрированного заполнителя, изготавливаемые из двухфазных титановых сплавов с использованием сверхпластической формовки (СПФ) [1] и сварки давлением (СД). Наличие дефектов в таких конструкциях может привести к разрушению всей детали или узла ЛА. Поэтому, актуальным является развитие методов неразрушающего контроля готового изделия.

Одним из методов неразрушающего контроля является метод цифровой голографической интерферометрии (ЦГИ). Необходимую информацию о наличии либо отсутствии скрытого дефекта можно получить по форме полей перемещений поверхности объекта. Для этого, прежде всего, необходимо выбрать оптимальный способ нагружения и закрепления, позволяющий наиболее эффективно определять типичные для рассматриваемого объекта дефекты.

В работе средствами компьютерного моделирования исследовалась трехслойная конструкция из титанового сплава ВТ6. Конструкция нагружалась в упругой области четырьмя способами: кручение, изгиб и внутреннее давление с защемлением одного торца конструкции, а также внутреннее давление с закреплением конструкции по всему контуру. Исследовалась эталонная конструкция (без дефектов) и конструкции с дефектами соединения слоев (непровар в зоне сварки нижней обшивки и заполнителя) и с геометрическими дефектами (утонение и разрыв ребра жесткости).

Результаты моделирования показали, что из всех четырех видов нагружения наиболее информативным является нагружение внутренним давлением с закреплением конструкции по всему контуру. Выявлено, что нагружение внутренним давлением конструкций с дефектом вызывает изменение полей перемещения поверхности обшивок по сравнению с полями перемещений эталонной конструкции. Появляются поля с максимальными значениями перемещений, и возникает асимметрия.

Список литературы

1. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Моделирование процесса сверхпластической формовки полых конструкций с гофрированным заполнителем из титанового сплава ВТ6 / Перспективные материалы. 2011. №12. С. 42-44.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

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

Особенностью формирования наноструктурных состояний в процессе больших пластических деформаций метастабильных аустенитных сталей является участие в процессе деформации мартенситных превращений. В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы структурно-фазовые превращения в метастабильной аустенитной стали (Fe–18Cr–8Ni–Ti) после больших пластических деформаций кручением под давлением.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию α' и ε мартенситных фаз. При этом ε – мартенсит является промежуточной фазой, объемное содержание которой не превышает 2%. Объемное содержание α' – мартенсита зависит от скорости и степени деформации. С увеличением степени деформации содержание α' – мартенсита возрастает и достигает более 80%. При увеличении скорости деформации наблюдается немонотонная зависимость содержания мартенсита от степени деформации. На начальных стадиях деформации содержание мартенсита возрастает до $\sim 80\%$, затем снижается до $\sim 40\%$, с последующим ростом до $\sim 80\%$. Такой характер зависимости свидетельствует о реализации не только прямых $\gamma \rightarrow \alpha'$, но и обратных $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в изученных условиях деформации.

Дефектная структура стали после кручения под давлением представлена преимущественно полосовыми фрагментированными структурами наноразмерного масштаба, состоящими из фрагментов аустенита и α' – мартенсита различных ориентаций. Обнаружены фрагменты разориентации в аустените и в мартенсите, которые могут быть получены в результате $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ и $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситных превращений с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам.

Увеличение объемного содержания мартенсита происходит за счет роста отдельных ориентаций и формирования новых зародышей α' – фазы в аустените. Фрагментация аустенита осуществляется при распространении полос локализованной деформации в микродвойниковой структуре. В аустените и мартенсите формируется широкий спектр малоугловых разориентировок кристаллической решетки, обусловленный действием дислокационно-дислокационных механизмов деформации и переориентации кристалла.

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

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

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

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов»

им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

litovchenko@spti.tsu.ru

Ферритно-мартенситные стали в настоящее время являются основными претендентами на использование в качестве материалов для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных реакторов нового поколения. Для этих материалов поставлены задачи снижения температуры вязко-хрупкого перехода и повышение прочности в интервале предположительных рабочих температур (600–750°C), а также длительной высокотемпературной прочности.

В настоящей работе предпринята попытка модификации структурно-фазового состояния ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЧС-139 с помощью термических обработок, изменяющих размеры и распределение карбидных фаз.

Показано, что характерными особенностями гетерофазной структуры сталей ЭК-181 и ЧС-139 после традиционного режима термообработки, включающего закалку от 1100°C и отпуск при 720°C (3 ч.) являются: высокая плотность грубых выделений фазы $M_{23}C_6$ (размерами до 100 нм), высокая плотность наночастиц (термостабильных карбонитридов ванадия) размерами менее 10 нм, а также формирование внутри фрагментов мартенсита субструктуры с непрерывными разориентировками. При этом в стали ЧС-139 плотность и размеры частиц $M_{23}C_6$ значительно выше.

Показано, что в процессе ступенчатых режимов термообработки, включающих закалку от 1100° С и последующие отпуска при температурах 500 °С, 600 °С и 720 °С (по 3 ч.) происходит уменьшение объемной доли и размеров грубых выделений фазы $M_{23}C_6$ и одновременное увеличение концентрации и дисперсности наночастиц карбонитрида ванадия. Эффект ступенчатой термообработки в большей степени проявляется на стали ЭК-181 и в меньшей на ЧС-139.

Однако проведенные механические испытания на растяжение при комнатной температуре и при $T = 650$ °С показали существенное снижение прочностных свойств сталей ЭК-181 и ЧС-139 после ступенчатых термообработок (величина предела текучести снизилась $\approx (15\text{--}25)$ %) относительно традиционной термообработки. Предполагается, что вклад от дисперсного упрочнения наночастицами оказывается меньше частично потерянного после такой термообработки вклада от субструктурного упрочнения в результате отпуска мартенсита и релаксации внутренних напряжений. Ввиду высокотемпературных условий эксплуатации исследуемой стали важно, что полученное структурно-фазовое состояние с высокой плотностью термостабильных наночастиц обеспечит повышенные характеристики длительной прочности при повышенных температурах.

На основании полученных результатов обсуждаются пути и перспективы повышения высокотемпературной прочности указанных сталей.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ОСТАТОЧНОГО УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ЦИРКОНИИ И ТИТАНЕ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Камышанченко Н. В., Кунгурцев Е. С., Кунгурцев М. С.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия,

sensarg@rambler.ru

Измерения остаточного значения удельного электрического сопротивления после отжига показали, что в температурном диапазоне 100–600°C характер изменения в титане и цирконии остается подобным, но отличаются абсолютными значениями (рис. 1). Однако в цирконии при температуре 600°C остаточное удельное электросопротивление начинает резко возрастать, что, по-видимому, связано с образованием двойников отжига. Сравнивая изменения механических параметров и удельного электрического сопротивления можно отметить характерные особенности поведения их в цирконии в диапазоне температур 600–850°C, отличные от титана.

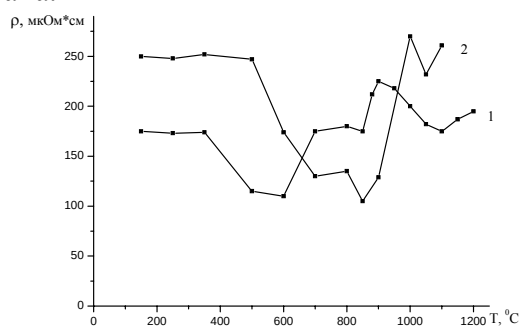


Рис. 1. Зависимость удельного электрического сопротивления от температуры отжига: 1 – цирконий; 2 – титан ВТ1-0.

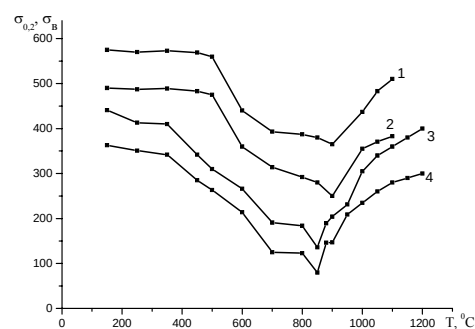


Рис. 2. Зависимость механических параметров от температуры отжига: 1 – предел прочности и 2 – предел текучести титана ВТ1-0; 3 – предел прочности и 4 – предел текучести циркония.

Образование двойников отжига в структуре материала способствуют уменьшению внутренних напряжений, что приводит к уменьшению прочностных параметров и увеличению пластичности за счёт более равномерного распределения дефектов в структуре металла (рис. 2) [1]. Так, с появлением двойников отжига в цирконии при 600°C наблюдается уменьшение прочностных параметров, но при этом происходит повышение остаточного электросопротивления, что противоречит утверждению о равномерности распределения дефектов при образовании двойников отжига. Очевидно образование большеугловых границ в цирконии в температурном диапазоне 600–850°C, которыми являются некогерентные границы двойниковых прослоек, играют более существенную роль в сравнении с равномерным распределением дефектов в зерне. В титане, в котором плотность большеугловых границ меньше, такой закономерности не наблюдалось.

Работа выполнена с использованием аналитического оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» БелГУ.

1. Классен-Неклюдова М. В. Механическое двойникование кристаллов. М.: изд-во Акад. наук СССР, 1960, 261 с.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И УДАРЕ СТАЛИ 12ГБА В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Деревягина Л.С., Корзников А.В.¹, Сафаров И.М.¹

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

lsd@ispms.tsc.ru

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

В работе анализировали корреляцию между структурой стали 12ГБА с одной стороны и механическими свойствами и характером ее разрушения с другой. Исследовали исходное крупнокристаллическое (КК) структурное состояние (после горячей прокатки при $T = 1000^{\circ}\text{C}$ и охлаждении на воздухе), состояние после закалки от 900°C ; и ультрамелкозернистое (УМЗ) – после всесторонней изотермическойковки (ВИК) [1].

Структурно-фазовые состояния, текстуру, микронапряжения стали анализировали на основе результатов металлографических, электронно-микроскопических рентгеновских исследований, а также исследований методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДРОЭ). Для анализа процессов и характеристик разрушения стали с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса [2] количественно исследовали закономерности пластического течения на стадии образования шейки при растяжении. Микромеханизмы и стадийность процессов разрушения стали при растяжении и ударе изучали методом фрактографии. Энергоемкость процессов разрушения стали в разных структурных состояниях оценивали путем измерения ударной вязкости KCV и температуры вязко-хрупкого перехода T_c .

Показано, что характер разрушения при растяжении стали в разных структурных состояниях обусловлен как различиями их локализованного пластического течения на стадии образования шейки, так и различиями параметров зеренно-субзеренной структуры. Так, сталь в УМЗ состоянии проявляет большую склонность к локализации пластического течения путем быстрого развития макрополос локализованной деформации на ранних стадиях пластической деформации, что значительно ограничивает пластичность и определяет характер разрушения стали срезом. Отличительной особенностью изломов образцов стали после ВИК, вырезанных из сечений, ортогональных направлению завершающейковки, является появление в них расслоений, связанных вероятно с наличием аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ или напряженных границ слоистых ячеек. Температура хладноломкости стали 12ГБА после обработки ВИК на $\sim 20^{\circ}\text{C}$ снижена, а ударная вязкость – в интервале температур от -45°C до -200°C , повышена, по сравнению с исходным до обработки состоянием. Однако в интервале температур от $+20^{\circ}\text{C}$ до -45°C энергоемкость процесса разрушения стали с УМЗ структурой снижена по сравнению со сталью в КК состоянии.

Список литературы

1. Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A. Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials // J Mater Sci. – 2008. – V.43. – P.7257-7263
2. Syryamkin V.I., Panin S.V. Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts // Вычислительные технологии. – 2003. – Т. 8. – С. 10–25.

АНАЛИЗ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ

Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Коваль Н.Н., Гудимова Е.Ю.

*ИФПМ СО РАН, Россия,
artifakt@ispms.tsc.ru*

В связи с возрастающим интересом к модификации поверхностных слоев и созданию тонких покрытий на поверхности сплавов на основе никелида титана, проблема оценки остаточных напряжений в поверхностных слоях этих материалов приобретает особое значение. Наличие остаточных напряжений в поверхностных слоях этих сплавов может, в определенных условиях, спровоцировать термоупругое фазовое превращение из высокотемпературной фазы В2 в мартенситную фазу, или, напротив, подавить такое превращение. В обоих случаях это приводит к существенным изменениям важных функциональных свойств этих материалов – сверхэластичности или памяти формы. Поэтому поиск способов точной оценки величины остаточных напряжений в приповерхностных слоях этих материалов после воздействий заряженными пучками имеет важное значение.

Цель данной работы – сравнение результатов количественной оценки остаточных напряжений в поверхностных слоях образцов никелида титана после электронно-пучкового воздействия при использовании различных рентгеновских методик измерения этих напряжений из картин рентгеновской дифракции, полученных в симметричной и асимметричной геометрии съемок.

Сплав для исследований был выплавлен в электродуговой печи из иодидного титана и никеля марки НО, взятых в эквиатомном соотношении. При комнатной температуре исходные образцы сплава (далее – образцы TiNi) характеризовались двухфазным состоянием из основной фазы со структурой В2 и небольшого количества (< 5%об.) фазы Ti₂Ni. Поверхности образцов облучались низкоэнергетическим ($U = 15$ кВ) сильноточным ($I = 70$ А) электронным пучком в условиях высокого вакуума ($\sim 10^{-6}$ Па) с безмасляной откачкой, при плотности энергии в пучке $E = 20$ Дж/см². Рентгеноструктурные исследования структурно-фазовых состояний проводили на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) в Co-K_α излучении.

В данной работе из сравнения рентгеновских дифракционных картин, полученных при использовании симметричной схемы съемок, от образцов TiNi до и после электронно-пучковой обработки обнаружено, что после облучения кроме дифракционных рефлексов от фаз В2 и Ti₂Ni на дифрактограммах наблюдаются дополнительные рефлексы, соответствующие мартенситной фазе В19' никелида титана. Выявлено, что в результате электронно-пучковой обработки образцов TiNi образовался поверхностный «быстрозакаленный» слой, в котором значение параметра решетки фазы В2 увеличилось $a_{B2}^0 = 3.0250 \pm 0.0005$ Å относительно исходного значения $a_{B2}^0 = 3.0132 \pm 0.0005$ Å. Согласно полученным данным, максимальная величина остаточных напряжений $\sigma \approx 550$ МПа наблюдается в поверхностном слое, тогда как в нижележащем слое с исходной структурой В2 материала величина σ не превышает ~ 100 МПа.

Исследования проведены в рамках Г/б проектов № III.20.2.1 и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (ГК № 16.740.11.0140).

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В СТАЛИ 10 В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ С РАЗНЫМИ КОНЦЕНТРАТОРАМИ

Баракхин Б.К., Лебедева Н.В., Савенков Г.Г.*, Ушанова Э.А.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»,
* ФГУП ЦНИИ «Поиск», г.С.-Петербург, Россия
nad_1@rambler.ru

С целью получения новых данных о влиянии углов раскрытия надрезов на структурно-механическое состояние металла вблизи концентраторов механические испытания были ужесточены путем использования бризантных зарядов в оболочке и увеличения скорости деформации до 10^6 с^{-1} (рисунок). В образцах с надрезами в 60, 90 и 120 градусов значения пределов текучести обусловлены началом микропластической деформации и практически не зависят от угла раскрытия надреза. В тоже время временное сопротивление возрастает по мере увеличения остроты надреза. Данный факт свидетельствует о влиянии типа надреза на работу механизмов пластической деформации.

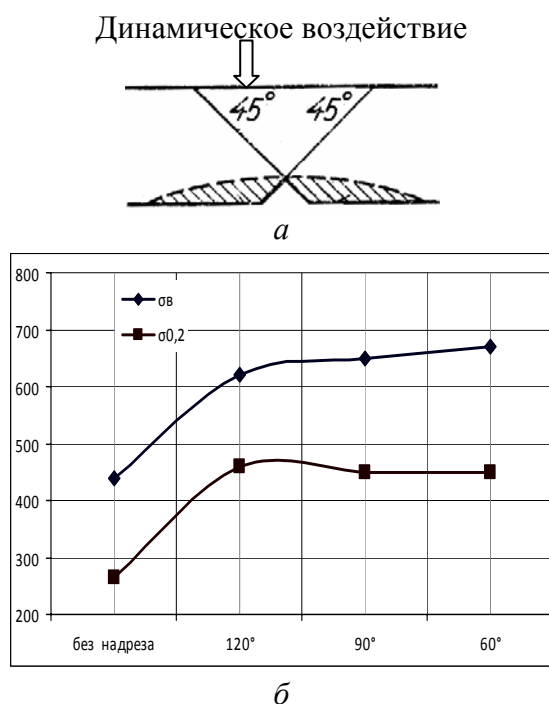


Рис. а – Схема мишени с надрезом 90°.

Штриховка указывает на недеформированные объемы, а косые линии под углом 45° – на ориентацию плоскостей наилегчайшего скольжения; б – предел текучести и временное сопротивление в зависимости от угла раскрытия надреза.

средоточены в пределах протяженных полос шириной не более 2 мкм на поверхностях типа (110) с направлением $\langle 111 \rangle$. Данные факты означают, что в условиях динамического кратковременного (импульсного) нагружения фрагментация зерен, характерная для больших пластических деформаций, реализуется незначительно.

Методами световой и электронной растровой микроскопии с регистрацией картин дифракции быстрых электронов установлено, что в феррито-перлитной структуре стали 10 изменения локализованы у границ микрообъемов разной прочности и податливости на мезоструктурном уровне. Увеличение остроты надреза сопровождается сменой механизмов разрушения в последовательности: микроскол (120°), трещины расслоения и квазискोल (90°), квазискोल и локализованный сдвиг (60°). Другими словами, с увеличением угла раскрытия надреза возрастает склонность к хрупкому разрушению.

Ролевая функция механизмов деформации и разрушения проявляется через размеры пластической зоны вблизи концентратора и особенности кооперативного взаимодействия дислокаций. Вблизи самого острого концентратора (60°) доля малоугловых границ незначительно превышает их наличие у концентраторов 90 и 120 градусов. Структурные искажения со-

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С ДЛИТЕЛЬНЫМ СРОКОМ СЛУЖБЫ

Иванов А.М., Петрова Н.Д., Лукин Е.С.

*ФГБУН Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова
СО РАН, г. Якутск, Россия
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru*

Для решения проблемы обеспечения хладостойкости сталей необходимо применение существующих технологий и поиск новых путей повышения прочности и хладостойкости материалов. Как известно, для этих целей применяются различные методы термомеханической обработки. Исследование влияния этих воздействий на структуру и свойства материалов – актуальная задача.

В настоящей работе рассмотрено влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и ударную вязкость трубной стали СтЗсп после эксплуатации в течение длительного срока.

Заготовки из новой трубы и заготовки, вырезанные из труб магистрального газопровода ($\varnothing 273$ мм, толщина стенки 8 мм, давление в трубе 30 атм.) были подвергнуты РКУП по маршруту «С» при температуре $T = 673$ К и числе проходов $n = 4$. РКУП составных заготовок производился при угле пересечения каналов $\Phi = 120^\circ$ в специальной технологической оснастке.

Проведено исследование микроструктуры трубной стали до и после эксплуатации в исходном состоянии и после РКУП. Исходная микроструктура не эксплуатированной стали ферритно–перлитная полосчатая.

В процессе длительной эксплуатации газопровода структурные изменения в металле трубы сопровождаются уменьшением размера зерна. Показано, что РКУ - прессование не эксплуатированной стали приводит к более однородному распределению перлита в ходе интенсивной пластической деформации, а также измельчению зерен. Обработка интенсивной пластической деформацией эксплуатированной стали образует мелкозернистую структуру, существенно не отличающуюся от образцов после РКУП не эксплуатированной стали.

После длительной эксплуатации в результате структурных изменений микротвердость стали уменьшилась на 45 %. РКУП повышает H_v в 1,65–2,1 раза.

Для заготовки из трубы без эксплуатации, подвергнутой РКУП, ударная вязкость (KCV) при $T = 213$ К составила $3,76 \cdot 10^4$ Дж·м⁻². В то же время для трубы после длительной эксплуатации в результате РКУП $KCV = 2,74 \cdot 10^4$ Дж·м⁻², что примерно в 1,5 раза ниже, чем для неиспользованной трубы.

Таким образом, показано уменьшение размера зерна после длительной эксплуатации трубы и достижение более мелкого зерна в материале неиспользованной трубы после равноканального углового прессования. Кроме того, после равноканального углового прессования сохраняется более низкое значение ударной вязкости KCV при низкой температуре для стали после длительной эксплуатации по сравнению с неиспользованной.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №III.20.3.3 Программы №III.20.3 СО РАН.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ИСТОЧНИКА ФРАНКА-РИДА В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ

Манухина Д.В., Потапов А.Е., Супрун И.В., Лосев А.Ю.

МГТУ имени Н.Э.Баумана КФ, Калуга, Россия

dragonfly0516@mail.ru

Аналитическим математическим аппаратом возможно исследование движения закрепленного дислокационного сегмента при условии, что его прогиб значительно меньше длины. Задача об эволюции сегмента при больших прогибах решается с помощью моделирования на ЭВМ, при этом возможны два подхода: квазистатический и динамический. В первом задача решается с использованием уравнения равновесия: находятся равновесные дислокационные конфигурации при заданных параметрах задачи. Во втором используется уравнение движения дислокации.

В работе в рамках динамического подхода методами ЭВМ моделирования исследуется поведение источника Франка-Рида в условиях сложного нагружения: воздействия ультразвуковой и постоянной нагрузок. В качестве источника Франка-Рида выступает дислокационный сегмент, закрепленный на дислокациях леса. Исследования проводились применительно к щелочно-галоидным кристаллам. В связи с тем, что решение дифференциального уравнения движения дислокационного сегмента получено разложением в ряд Фурье, и без применения поправочных коэффициентов сходится в ограниченной области, то применение большого количества членов ряда и поправочных коэффициентов существенно повышает ресурсоемкость решения. Для устранения данных недостатков были предложены два метода: метод конечных разностей и метод параллельных вычислений. Благодаря методу конечных разностей было получено более простое решение уравнения по отношению к решению, предложенному в [1]. Разработанный программный модуль, позволяет исследовать поведение дислокационного сегмента под влиянием ультразвука. Для моделирования эволюции дислокационного сегмента, движение которого описывается уравнением, приведенным в [1], был применен метод параллельных вычислений. Для его реализации разработан алгоритм, содержащий три вложенных цикла, необходимых для решения дифференциального уравнения движения сегмента методом разложения в ряд Фурье. Данный подход обладает существенным недостатком, для достижения приемлемой точности моделирования необходимо выполнить огромное число итераций, а именно получить решение дифференциального уравнения в каждой точке сегмента. Принимая во внимание, что последующее положение сегмента зависит от предыдущего, и рассчитывается исходя из него, то решение дифференциальных уравнений движения каждой точки можно выполнять в независимых вычислительных потоках. Учитывая тот факт, что увеличение производительности современных микропроцессоров обеспечивается за счёт лучшей параллелизации команд, то становится целесообразной многопоточная реализация данного алгоритма, которая вытекает из концепции итеративного параллелизма, т.е. процесс выполняет циклические вычисления, решая дифференциальное уравнение движения каждой точки. По окончании работы всех вычислительных потоков возникает задача обработки и синхронизации результатов.

1. Благовещенский В.В., Тяпунина Н.А. Особенности работы источника Франка-Рида под действием ультразвука // ДАН СССР. – 1980. – Т.254, N4. – С.869-872

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ С ВЫСОКОЙ УПРУГОЙ КРИВИЗНОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

tyuments@phys.tsu.ru, ditenberg_i@mail.ru

Обобщены экспериментальные данные о закономерностях формирования структурных состояний с высокой кривизной кристаллической решетки в субмикро- и нанокристаллах металлических материалов, формирующихся в различных условиях интенсивного механического воздействия. Установлены зависимости количественных параметров этих состояний от способности материала к их релаксации, особенностей его нанокристаллической структуры, величины и способа деформации. Проведен анализ основных факторов, определяющих эти параметры и характеристики упруго-напряженного состояния в зонах высокой кривизны кристалла.

Установлено, что в формирующихся при больших пластических деформациях металлических материалов наноструктурных состояниях с высокими непрерывными разориентировками параметры кривизны кристаллической решетки могут, в зависимости от свойств материала и условий деформации, меняться в пределах от нескольких десятков до нескольких сотен град/мкм. Конкретные величины этих параметров, помимо способности материала к релаксации указанных выше состояний, величины и способа пластической деформации, определяются размерами зон высокой кривизны кристалла. В субмикрокристаллах размерами около 100 нанометров и более компоненты тензора кривизны кристаллической решетки лежат в интервале $\chi_{ij} \approx (20-50)$ град/мкм. В нанообъектах размерами менее 10 нм они достигают значений $\chi_{ij} \approx (200-300)$ град/мкм.

Показано, что в первом случае ($\chi_{ij} \approx (20-50)$ град/мкм) структурное состояние может быть описано в упруго-пластической модели кривизны кристаллической решетки, формирующейся в зонах высокой избыточной плотности дислокаций одного знака. Значения $\chi_{ij} \approx (200-300)$ град/мкм в нанообъектах размерами несколько нанометров отражают упругую кривизну кристалла. Анализ особенностей упруго-напряженного состояния показал, что в основе значительного (на порядок) увеличения χ_{ij} при уменьшении размеров нанокристаллов и самой возможности формирования столь высоких значений упругой кривизны кристаллической решетки лежит существенное уменьшение (при уменьшении размеров нанокристаллов) связанных с этой кривизной локальных внутренних напряжений. При этом для градиентов этих напряжений характерно достижение очень высоких значений.

Предполагается, что образование указанных выше наноструктур может быть описано в рамках квазивязкого механизма переориентации, осуществляемого контролируемыми потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов нормальных компонент тензора напряжений. Таким образом, этот механизм обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования металлических материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 32. Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ.

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КРУЧЕНИИ НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корзников А.В.³

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ditenberg_i@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru

На примере Ni, Cu, V–4Ti–4Cr, Mo–Re и Ta проведено обобщение особенностей эволюции микроструктуры и соответствующих механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки в ГЦК и ОЦК материалах при кручении на наковальнях Бриджмена.

Выявлено два основных этапа структурной эволюции. Несмотря на различия в кристаллической решетке материалов, переход между этапами характеризуется достижением в единицах истинной логарифмической деформации значений $e \approx 3$.

Особенностью первого этапа ($e < 3$) является формирование анизотропного структурного состояния, что проявляется в существенном различии как в размерах зерен, так и в значениях дискретных и непрерывных разориентировок в направлениях параллельных и перпендикулярных плоскости наковален. По нашему мнению, данная особенность является следствием анизотропии полей смещений и поворотов при деформации кручением под давлением. Основными механизмами структурообразования как в ГЦК, так и в ОЦК материалах на данном этапе являются формирование полос некристаллографического сдвига и дислокационно-дислокационный механизм фрагментации и переориентации кристаллической решетки.

На втором этапе ($e \geq 3$) структурной эволюции в ОЦК материалах в условиях подавленной дислокационной и диффузионной активности начинаются процессы интенсивного формирования двухуровневых структурных состояний - зерна размерами от 50 до 100 нм, содержащие субзерна размерами 5-10 нм с малоугловыми границами разориентации и кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм. По мере увеличения степени деформации эти состояния занимают весь объем материала. При достижении больших деформаций ($e \geq 6$) в некоторых материалах на фоне двухуровневой структуры наблюдается развитие мезополос со сложной внутренней структурой из нанополос и нанокристаллитов.

В ГЦК материалах, начало второго этапа характеризуется активизацией процессов динамической рекристаллизации, двойникования и формированием субструктур дипольно-мультипольного типа.

Несмотря на существенные различия в типе кристаллической решетки и релаксационной способности, одним из механизмов формирования наноструктурных состояний в ОЦК и ГЦК материалах является квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях градиентов диагональных компонент тензора напряжений. Динамическая рекристаллизация, эффективно осуществляя релаксацию в изученных в работе ГЦК материалах, фактически обеспечивает цикличность кооперативного действия выявленных механизмов.

Показано, что «масштабный фактор» определяет специфику наноструктурных состояний, характеризуемых низкими значениями локальных внутренних напряжений при высоком уровне их градиентов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8). Использовано оборудование ТМЦКП ТГУ.

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

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

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
galinazg@yandex.ru

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
Россия

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

Проведено исследование структуры, механических свойств и термостабильности микролегированных углеродистых сталей 10Г2ФТ (Fe–1,12Mn–0,08V–0,07Ti–0,1C, мас. %) в исходно феррито-перлитном (нормализация 30 мин при 950 °С) и в мартенситном (закалка 30 мин. при 1180 °С) состояниях и 06МБФ (Fe–1Mo–0,1V–0,1Nb–0,06C, мас.%) в исходно ферритном состоянии (закалка от 920°С и отпуск 670°С 1 ч) после равноканального углового прессования (РКУП) (режим В_С, Φ = 120°, 4–6 проходов, $T = 200 \div 400^\circ\text{C}$) и последующих отжигов.

Показано, что независимо от исходного структурного состояния РКУП приводит к формированию субмикроструктурной (СМК) структуры с размером элементов ~ 300 нм и системой карбидов разной дисперсности. При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры в сталях после РКУП значения микротвердости СМК мартенситной стали 10Г2ФТ выше, чем для феррито-перлитной стали 10Г2ФТ и ферритной стали 06МБФ (Рисунок).

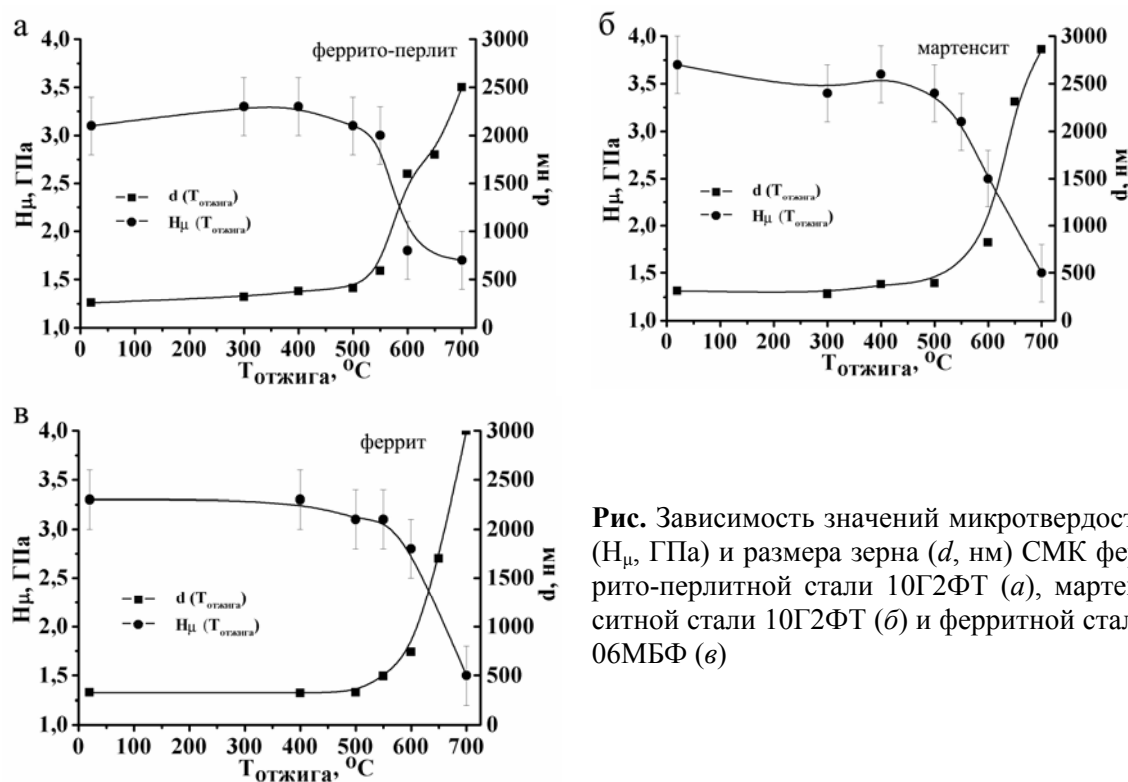


Рис. Зависимость значений микротвердости (H_μ , ГПа) и размера зерна (d , нм) СМК феррито-перлитной стали 10Г2ФТ (а), мартенситной стали 10Г2ФТ (б) и ферритной стали 06МБФ (в)

Сформированные СМК состояния стабильны до температуры отжига 500 °С (1 ч.). При одинаковом размере зерна после РКУП и близких параметрах термостабильности СМК стали характеризуются разным уровнем прочностных свойств и различной кинетикой роста зерна при отжигах. Проведен расчет энергии активации собирательной рекристаллизации (Q) при отжигах образцов сталей 10Г2ФТ и 06МБФ, подвергнутых РКУП. Показано, что СМК микролегированные стали 10Г2ФТ и 06МБФ обладают большей энергией активации собирательной рекристаллизации ($Q = 303 \div 420$ кДж/моль) в сравнении с СМК чистым α -железом ($Q = 174$ кДж/моль), что обусловлено формированием высокодисперсных карбидных фаз в структуре исследуемых сталей после РКУП.

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

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

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

Методами электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа изучали особенности развития механического двойникования при кручении под гидростатическим давлением (КГД) монокристаллов аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C (I, сталь Гадфильда, $\gamma_{ду} = 30$ мДж/м²), Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (II, $\gamma_{ду} = 45$ мДж/м²) и Fe-28Mn-2,7Al-1,3C (III, $\gamma_{ду} = 60$ мДж/м²) (мас.%) с разной энергией дефекта упаковки. КГД проводили в наковальнях Бриджмена при температурах 300 и 673 К, давлении 5–6 ГПа на $N = 1-5$ оборотов. После КГД образцы подвергали высокотемпературным отжигам при $T = 673 \div 1073$ К в среде инертного газа с последующей закалкой в воду.

Независимо от энергии дефекта упаковки стали, КГД при $T = 300$ К приводит к образованию высокой плотности двойниковых ($\Sigma 3$ специальных) границ и полос локализованной деформации на разных структурных уровнях. Изменение морфологии двойникования с ростом энергии дефекта упаковки (увеличение толщины двойниковых пластин и деформация двойниковых границ) приводит к уменьшению скорости деформационного упрочнения. Дополнительно к фрагментации структуры за счет формирования наноразмерной сетки двойников в монокристаллах стали (I) эффект динамического деформационного старения также благотворно влияет на скорость накопления дислокаций при КГД и вызывает дополнительное увеличение микротвердости ($H_{\mu} = 7,8$ ГПа, $N = 5$).

Теплая деформация кручением под квазигидростатическим давлением монокристаллов сталей (I), (II), (III) приводит к образованию высоконеравновесной фрагментированной поликристаллической структуры. Фрагментация происходит за счет образования грубых двойниковых пакетов, полос локализованной деформации и границ дислокационного происхождения (в случае стали (I) дополнительно стабилизированных ультрадисперсными < 5 нм частицами карбидов Fe₃C). После теплого КГД помимо исходного аустенита в структуре сталей (I) и (II) наблюдается α -фаза, обусловленная частичным обезуглероживанием матрицы в процессе ИПД за счет образования карбидов и/или наведенным деформацией γ - α фазовым

превращением. Взаимодействие двойников деформации нескольких систем с дислокациями скольжения и частицами второй фазы обеспечивает высокое деформационное упрочнение стали при КГД ($H_u = 8,2$ ГПа, $N = 5$).

Формирование сетки двойников и закрепление границ частицами карбидов способствуют сохранению структуры при нагреве до температуры 500°C . С ростом температуры отжига $T > 500^\circ\text{C}$ двойниковые границы деградируют, происходит рост частиц второй фазы, увеличение доли α -железа в структуре, что обуславливает уменьшение микротвердости и рост зерна. Анализ структурно-фазового состояния монокристаллов после КГД и высокотемпературных отжигов в интервале температур $400\div 800^\circ\text{C}$ показывает, что формирование сетки двойников способствует сохранению структуры при нагреве.

Авторы выражают благодарность проф. Чумлякову Ю.И. за предоставленные монокристаллы сталей.

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

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ Fe-Mn-Al-C ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

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

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

В работе методами оптической металлографии (ОМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа изучали эволюцию структурно-фазового состояния в монокристаллах аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C, мас.% (I, $\gamma_{ду} = 30\text{мДж/м}^2$), Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (II, $\gamma_{ду} = 45\text{мДж/м}^2$) и Fe-28Mn-2,8Al-1,3C (III, $\gamma_{ду} = 60\text{мДж/м}^2$) после холодной деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили в наковальнях Бриджмена при температуре 23°C и давлении $5\text{--}6$ ГПа на $N = 1, 3, 5$ оборотов.

КГД приводит к фрагментации монокристаллов сталей (I), (II), (III) преимущественно за счет образования двойников и полос локализации деформации (ПЛД), которые выявляются методами ОМ и ПЭМ. Оценка плотности двойников деформации, проведенная по изображениям поверхности монокристаллов после переполировки и травления, показывает, что после КГД ($N = 1$) она не изменяется с повышением энергии дефекта упаковки $\gamma_{ду}$ в сталях (II) и (III) по сравнению со сталью (I) и составляет $\sim 40\%$. Тем не менее, морфологические особенности двойников, локализация деформации, упрочнение отличаются от таковых в стали (I). В сталях (II) и (III) после КГД на $1\text{--}3$ оборота двойниковые границы часто размыты и искривлены, толщина двойников и расстояние между ними значительно больше, чем для стали (I): соответственно $5\div 15$ и $350\div 500$ нм в стали (I); $100\div 320$ и $450\div 700$ нм в стали (II); $50\div 100$ и 350 нм в стали (III). Следовательно, эффективное расстояние между двойниковыми границами в пакетах возрастает при увеличении $\gamma_{ду}$, и, одновременно, снижаются эффективность упрочнения и устойчивость двойниковой сетки к деградации. Склонность к локализации пластического течения также возрастает с ростом энергии дефекта упаковки.

После 5 оборотов КГД структура сталей становится сильнонеравновесной, сетка двойников частично деградирует, в структуре наблюдаются оборванные двойниковые ламели с расстоянием между границами в десятки нанометров. КГД приводит к уменьшению размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и росту величин микродеформации кристаллической решетки. Размеры ОКР указывают на формирование ультрамелкозернистого состояния с размерами неискаженных фрагментов структуры 10–40 нм.

Деформация на 1–3 оборота дает быстрый прирост микротвердости, что связано с интенсивным образованием и ростом деформационных двойников. Далее с увеличением деформации микротвердость изменяется незначительно, что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию ПЛД. Более сильное деформационное упрочнение стали (I) при $N \geq 3$ связано, помимо двойникования, с динамическим деформационным старением, которое обеспечивает диффузию углерода к ядрам дислокаций, образование ближнего порядка по углероду, пар Mn–C и способствует накоплению дислокаций. В стали (I) наблюдается максимальное увеличение микродеформации кристаллической решетки и плотности дислокаций с ростом числа оборотов, а в стали (III) размеры ОКР изменяются заметно медленнее с деформацией и плотность дислокаций в них ниже в 2–3 раза.

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

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПРОТЯЖЕННЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦАХ

Рубаник В.В. мл., Рубаник О.Е., Рубаник В.В., Вьюненко Ю.Н.

*ВГТУ, Витебск, Беларусь
ИТА, Витебск, Беларусь
СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*

Проведены сравнительные исследования инициирования скользящего эффекта памяти формы (ЭПФ) в протяженных проволочных образцах из сплава TiNi и CuAlNi. Попытка организации последующего развития деформационных процессов восстановления первоначальной формы вдоль проволочного образца за счет теплопередачи оказалась малоэффективной. В отсутствии специальной теплоизоляции зона прогрева материала до температур аустенитного состояния сплава TiNi составила 15–25 мм от нагретого края в зависимости от химического состава. При этом разогретый материал превышал температуру Ак более чем на 100 оС.

Ультразвуковое воздействие на проволочные образцы позволило реализовать ЭПФ по всей длине образца, т.е. 250 мм. При синусоидальной начальной форме проволочного образца показана возможность как скользящего развития формовосстановления, так и других режимов проявления ЭПФ. В зависимости от геометрии образца и параметров ультразвукового воздействия на материал проволоки ЭПФ может развиваться одновременно или поочередно на различных участках. Это приводит к изменению поведения проволоки и траектории движения ее элементов. Таким образом возможно расширение круга технических задач, решение которых осуществимо за счет использования ЭПФ.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТАЦИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СХЕМЫ ВИККЕРСА

Скрипняк В.В., Скрипняк Е.Г., Козулин А.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия

kozulyn@ftf.tsu.ru

Хрупкое разрушение керамических конструкционных материалов, включая керамические нанокомпозиты, является результатом зарождения и роста размеров микротрещин под действием напряжений. Трещиностойкость K_{Ic} является одной из важнейших характеристик механических свойств керамических материалов и характеризует способность керамики воспринимать действующие на них нагрузки без образования критических трещин.

Для определения трещиностойкости образцов в данной работе использовали метод контролируемого внедрения индентора с использованием схемы Виккерса в соответствии со стандартом ASTM Standard C1421–09. Исследования проводились на двух композитах следующих составов: $0,8 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 0,17 \text{ ZrO}_2 + 0,03 \text{ Y}_2\text{O}_3$; $0,6 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 0,4 (\text{ZrO}_2 + 0,015 \text{ MgO})$. Образцы представленных керамических композитов получены методом высокотемпературного спекания и горячего прессования из нанопорошков Al_2O_3 , ZrO_2 –3% Y_2O_3 , ZrO_2 – MgO , MgO производства ОАО «Сибирский химический комбинат» (г. Северск).

Выбранный метод в отличие от большинства альтернативных является наиболее эффективным для определения K_{Ic} в условиях квазистатического нагружения, позволяющим сохранить керамическое изделие целым, и менее трудоемким при подготовке материала к экспериментам. Данный метод основан на анализе размеров и конфигурации трещин, образующихся в приповерхностном слое керамического образца при внедрении алмазной пирамиды на приборах для измерения микротвердости или твердости по Виккерсу.

В результате внедрения алмазного индентора в предварительно полированную поверхность образца формируется область деформации и разрушения и угловые трещины. При определении величины важно правильно определить размер и характер угловых трещин, видимых на поверхности образца. Трещины могут иметь полудискообразную конфигурацию (penny-shaped median cracks) или радиальную конфигурацию Палмквиста (Palmquist radial cracks). Исходя из характера трещин выбирают соответствующую формулу для определения величины K_{Ic} .

В результате проведенных исследований получены данные о трещиностойкости образцов двух представленных композитов с оксидной керамической матрицей, наполненных субмикронными включениями, методом контролируемого внедрения индентора с использованием схемы Виккерса. Величина параметра трещиностойкости K_{Ic} для образца керамики $0,8 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 0,17 \text{ ZrO}_2 + 0,03 \text{ Y}_2\text{O}_3$ составила $4,87 \pm 0,02 \text{ МПа м}^{1/2}$ при величине твердости $H_v = 17,34 \pm 0,2 \text{ ГПа}$. Величина параметра трещиностойкости K_{Ic} для образца керамики $0,6 \text{ Al}_2\text{O}_3 + 0,4 (\text{ZrO}_2 + 0,015 \text{ MgO})$ составила $4,06 \pm 0,02 \text{ МПа м}^{1/2}$ при величине твердости $H_v = 16,5 \pm 0,2 \text{ ГПа}$.

Полученные результаты хорошо согласуются с данными о твердости и трещиностойкости композитов Al_2O_3 – t – ZrO_2 . Поэтому можно с уверенностью сказать, что исследуемые композиты удовлетворяют требуемым показателям прочности.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 г. № П1247 от 07 июня 2010 г.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ

Скрипняк Н.В., Скрипняк В.А., Козулин А.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия,

kozulyn@ftf.tsu.ru

В настоящее время ведутся интенсивные работы по разработке технологий повышения прочностных свойств магниевых сплавов, которые должны обеспечить качественное повышение эффективности в автомобильной, авиационной и космической технике, судов, медицинских имплантатов и оборудования, энергетических установок, спортивного инвентаря. Основным препятствием к применению новых поколений магниевых сплавов, включая сплавы с ультрамелкозернистой структурой, с высокими удельными прочностными свойствами остается недостаточная изученность закономерностей влияния структуры на комплекс механических свойств. Известно, что значимость влияния структурных факторов на прочностные и деформативные свойства ультрамелкозернистых материалов может изменяться в зависимости от условий нагружения.

Целью работы были исследования прочностных свойств магниевых сплавов Ма2-1 после обработки методами интенсивной пластической деформации при квазистатическом осевом сжатии. Исследования механического поведения образцов магниевых сплавов в различных структурных состояниях выполнены с использованием универсальной испытательной машины Instron VHS 40/50.

Испытания проводились на призматических образцах с размерами основания 5 мм и высотой 12 мм. Образцы из сплава в состоянии поставки изготавливались из проката круглого сечения диаметром 60 мм. Образцы вырезались механическим способом так, что их ось была параллельна оси проката. Образцы в ультрамелкозернистом состоянии были изготовлены из образцов сплава Ма2-1, подвергнутых многократному равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 280 °С.

В результате выполненных исследований получены экспериментальные зависимости напряжения течения легких магниевых сплавов от степени деформации в условиях квазистатического осевого сжатия. Показано, что характеристики конструкционной прочности (временное сопротивление разрушению, предельная деформация до разрушения в условиях осевого сжатия) у магниевого сплава Ма2-1 увеличиваются с ростом скорости деформации. Эффект наблюдается как в сплавах с крупнокристаллической структурой, так и в сплавах с мелкозернистой структурой.

Эффект повышения сопротивления пластической деформации, в рассмотренных магниевых сплавах с УМЗ структурой, сопровождается увеличением пластичности в условиях квазистатического, так и высокоскоростного сжатия. Для получения более подробного представления о влиянии структуры на деформацию и разрушение необходим дополнительный фрактографический анализ поверхностей разрушения.

Полученные данные о механическом поведении и динамической прочности легких магниевых сплавов в широком диапазоне скоростей нагружения составляют научную базу для создания прогностических многоуровневых моделей в рамках вычислительной механики материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-3066.2012.8.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Красновейкин В.А., Козулин А.А., Скрипняк Н.В., Скрипняк В.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия,

volodia74ms@gmail.com

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) широко используются для получения сплавов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, обладающих высокими прочностными свойствами. Определение режимов прессования, приводящих к формированию в объеме материала УМЗ структуры, является сложной трудозатратной и дорогостоящей задачей. Численное моделирование процессов деформации с учетом структурных превращений сокращает сроки и затраты на определение оптимальных режимов ИПД.

В работе представлена постановка задачи и результаты моделирования динамики канального прессования титана ВТ1-0 и магниевого сплава Ма-2, рассмотрены закономерности развития ИПД при использовании двух схем прессования – равноканального углового прессования и схемы прессования с использованием канала переменной формы.

Процесс интенсивной пластической деформации моделировался с использованием метода частиц (SPH). Механическое поведение материала описывается в лагранжевой постановке системой уравнений, включающей уравнения сохранения массы, импульса и энергии, нелинейное определяющее уравнение, эволюционные уравнения для параметров модели, учитывающих структуру и возникновение пор и микротрещин.

Определяющее уравнение используется в виде соотношений для давления и девиатора тензора напряжений. Образование повреждений материала описывается в рамках подхода механики сред с повреждениями. Предполагалось, что до деформирования материал не поврежден. При определении степени поврежденности материала учитывается предельная эквивалентная пластическая деформация в условиях растяжения до макроскопического разрушения, а также величина пластической деформации, при которой начинается зарождение повреждений при отсутствии давления. Поверхность течения среды с повреждениями определена в предположении о кинематическом упрочнении вследствие возрастания внутренних ориентированных напряжений и изотропного разупрочнения, обусловленного ростом поврежденности.

Для описания зависимости напряжения течения от среднего размера субзерна, скорости деформации, степени пластической деформации, температуры применялась модель, учитывающая температуру деформации, средний размер зерна, скорость эквивалентной пластической деформации.

С помощью разработанной физико-математической модели проведены параметрические исследования закономерностей процессов деформации, возможного разрушения и упрочнения сплавов в процессе канального прессования, а также определены критические скорости прессования, не приводящие к повреждению материала и оптимальные параметры режимов прессования для достижения требуемых физико-механических характеристик материалов и размеров зерен.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 г. № П666 от 19 мая 2010 г., № П1247 от 07 июня 2010г и гранта Президента Российской Федерации МК-3066.2012.8.

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Ермаченко А.Г.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
shamil@anrb.ru*

Проведены исследования структуры и механических свойств никельжелезного сплава Inconel 718 после всесторонней изотермическойковки со снижением температуры в процессе деформации с 950 до 575°C. Известно, что при этом в сплаве формируется ультрамелкозернистая структура, которая проявляет сверхпластические свойства при температурах 600-700°C [1].

Известно [2], что в крупнозернистом сплаве основное упрочнение идет за счет выделения дисперсных частиц метастабильной γ'' фазы (Ni_3Nb), а дополнительное упрочнение за счет γ' фазы ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$), δ фазы (Ni_3Nb с орторомбической решеткой) и карбидов. Установлено [3], что временное сопротивление разрыву duplexного $\gamma+\delta$ сплава с ультрамелкозернистой структурой ($d=80-100$ нм) при комнатной температуре достигает 1920 МПа, что в 1,5 раза выше, чем у крупнозернистого сплава после термической обработки. Исследования показали, что поверхность излома растянутого образца при увеличении 3000-5000 имеет ямочный вид, типичный для наноструктурного материала исследованного в работе [4].

Для данного сплава используемого в широком интервале температур от -253 до 760°C обычно применяется термическая обработка по стандартному режиму [5]. Варьируя температурой отжига, в пределах указанного режима, из ультрамелкозернистого сплава были получены структуры с размером γ зерен от 4 до 15 мкм. После указанной термической обработки сплав со средним размером γ зерен 4 мкм имеет временное сопротивление разрыву 1520 МПа, что на 15% выше, чем в крупнозернистом сплаве. Усталостные испытания при комнатной температуре показали повышение прочности сплава на базе 10^5 циклов более чем в 1,7 раза по сравнению с крупнозернистым [5]. Проведены сравнительные исследования изломов, механических свойств и структуры.

Список литературы

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии, т. 2, №7-8, с. 38 (2007).
2. Loria E.A. The status and prospects of alloy 718 // Journal of Metals, 40(7), p. 36-41 (1988).
3. Mukhtarov Sh., Valitov V., Gigliotti M.F.X., Subramanian PR, Marte J.S., Dudova N. Influence of Severe Thermomechanical Treatment on Formation of Nanocrystalline Structure in Ni 718 and Ni 718Plus Alloys and Their Mechanical Properties // Materials Science Forum 584-586, p. 458 (2008).
4. Kumar K.S., Suresh S., Chisholm M.F., Horton J.A., Wang P. Deformation of electrodeposited nanocrystalline nickel // Acta Materialia, 51, p. 387 (2003).
5. <http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20718.pdf>

РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКОМПОЗИТАХ

Власов Н.М.

Региональный образовательный научный центр МГОУ

Подольск Московской области, Россия

chelyapina@pochta.ru

Прочность нанокompозита определяется приемлемым тепловым контактом между сферическими включениями и окружающей матрицей. Нарушение контакта сопровождается увеличением теплового сопротивления и ростом температуры. В макроскопическом масштабе происходит повышение уровня возникающих термонапряжений при тепловом нагружении. Одна из возможных причин нежелательного явления – диффузионная релаксация остаточных напряжений. Целью данного сообщения является анализ релаксации остаточных напряжений в окрестности сферических включений нанокompозита вследствие диффузионного потока вакансий. Физический смысл появления остаточных напряжений заключается в следующем. При тепловом нагружении сферическое включение оказывает давление на окружающую матрицу. Это приводит к пластическому течению материала и появлению остаточных напряжений. Характерной особенностью последних является логарифмическая зависимость первого инварианта их тензора от радиальной координаты. Такая зависимость позволяет получить точное аналитическое решение задачи диффузионной кинетики.

Потенциал взаимодействия (энергия связи) вакансий с полем остаточных напряжений определяется известным соотношением

$$V = -\frac{\sigma_{II}}{3} \delta v,$$

где σ_{II} – первый инвариант тензора остаточных напряжений, δv – изменение объема материала при размещении вакансии. Для $\sigma_{II} < 0$ (напряжения сжатия) и $\delta v < 0$ (вакансии уменьшают параметр кристаллической решетки) потенциал V принимает отрицательное значение. Это соответствует притяжению вакансии к области сжимающих напряжений и ее вытеснению из области напряжений растяжения. Диффузионный поток вакансий усиливается за счет поля остаточных напряжений.

Кинетика диффузионного процесса описывается уравнением параболического типа при соответствующих начальном и граничных условиях. Получено точное аналитическое решение уравнения диффузии для логарифмической координатной зависимости поля остаточных напряжений. Приведены аналитические зависимости изменения радиуса матрицы в окрестности сферического включения нанокompозита за счет диффузионного потока вакансий. Релаксация остаточных напряжений сопровождается нарушением теплового контакта между матрицей и нановключением. Это приводит к локальному повышению теплового сопротивления и увеличению температуры. Результаты теоретического анализа привлекаются для обоснования прочностной надежности нанокompозитов в условиях теплового нагружения.

1. Л.В. Ковтанюк, Е.В. Мурашкин. Формирование полей остаточных напряжений у одиночных сферических включений в упругопластической среде. МТТ, 2009, №1, с. 94-104.
2. Н.М. Власов, И.И. Федик. Диффузионная релаксация остаточных напряжений. ДАН, 2000, т. 375, №3, с. 334-337.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ ЛИСТОВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6

Гирфанова А.А., Астанин В.В., Астанин В.В.

УГАТУ, Уфа, Россия

floumun@mail.ru

Известно, что материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой обладают повышенной прочностью [1], но в то же время при холодной деформации обладают склонностью к локализации деформации, которая приводит к специфическому характеру разрушения. В настоящей работе рассматриваются особенности деформации и разрушения пластин из титанового сплава ВТ6 с использованием метода акустической эмиссии (АЭ) и программного комплекса анализа полей деформаций Vic-3D.

Для получения УМЗ структуры применяли многократную ковку со сменой осей деформации заготовок в условиях постепенного охлаждения от 800 до 650 °С. Далее осадкой были получены пластины толщиной 15 мм. На заключительном этапе пластины прокатывали на изотермическом стане без оболочки при температуре 500 °С со скоростью деформации $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, степенью обжатия 10% за проход со сменой направления прокатки на 90° [2]. Суммарная степень деформации составила $e = 3$. Для выравнивания листов, снятия остаточных напряжений и формирования зеренной структуры был применен крип-отжиг, который проводился на гидравлическом прессе при температуре 550 °С с выдержкой 10 минут.

Структура послековки имеет смешанный характер. Наряду с зернами субмикрокристаллического размера, присутствуют дислокационные ячейки. Средний размер структурных составляющих порядка 460 нм. Изотермическая прокатка привела к уменьшению размеров фрагментов структуры. После прокатки структура более однородна в отличие от структуры послековки. Размер структурных составляющих после прокатки порядка 160 нм. В результате крип-отжига размер зерен вырос до 270 нм, доля релаксированных зерен существенно увеличилась, при этом границы стали более четко очерченными и прямолинейными.

Испытания образцов проводились на разрывной машине INSTRON 5982 по методике испытаний на одноосное растяжение со скоростью нагружения 1 мм/мин. Регистрация сигналов АЭ проводилась на лабораторном программно-аппаратном комплексе МАЛАХИТ АС-12А. Исследование полей перемещений и деформаций при одноосном растяжении пластин проводилось с использованием цифровой оптической системы Vic-3D.

По результатам механических испытаний и данных АЭ были построены графики. Для возможности сопоставления результатов данные представлены в виде зависимостей от времени. Пластическая деформация УМЗ титана и его сплавов протекает преимущественно кооперированным сдвигом в виде деформационной полосы или креста и сопровождается формированием микротрещин, вызывающих акустическую активность. Стадии деформации и разрушения рассмотрены с анализом поля перемещений, полученных с использованием цифровой оптической системы Vic-3D.

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000.- 272с.
2. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ИОННО-ДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ Zr^+ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ 12Х1МФ

Власов И.В.^{1,2}, Панин С.В.^{1,2}, Сергеев В.П.¹, Сунгатулин А.Р.¹,
Калашников М.П.¹ и Панин В.Е.^{1,2}

¹Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

good0@yandex.ru

Проблема изучения и прогнозирования усталостного разрушения сохраняет актуальность и содержит ряд нерешенных научных и практических задач. Эффективным путём повышения прочности деталей машин является наноструктурирование поверхностного слоя. Целью работы являлось исследование влияния наноструктурирования поверхностного слоя теплостойкой стали 12Х1МФ ионами Zr^+ на повышение ее усталостной долговечности.

Выбор материала исследований обусловлен тем, что данная сталь является теплостойкой и не испытывает структурных изменений при температуре, при которой происходит процесс наноструктурирования поверхностного слоя ионным пучком. Поверхностное упрочнение образцов стали 12Х1МФ проводили с помощью высокопоточного вакуумно-дугового источника металлических ионов на установке УВН-0.2 «Квант».

Испытаний на статическое растяжения показали, что в результате наноструктурирования поверхностного слоя относительное удлинение снизилось на 19 %, а предел прочности повысился на 20%. Выявлено, что наноструктурирование пучком ионом Zr^+ обуславливает повышение нанотвёрдости в 1.5 раза; одновременно в 2 раза снижается модуль упругости. Результаты испытания на циклическое растяжение образцов без обработки и после наноструктурирования поверхностного слоя показавшие, что количество циклов до разрушения образцов с модифицированным поверхностным слоем повысилось в 2–3 раза.

При циклическом растяжении наноструктурированному поверхностному слою удаётся длительное время сдерживать развитие интенсивной пластической деформации на поверхности, в то время как в необработанном образце формируется грубый деформационный рельеф. Именно последний обуславливает более раннее зарождение (микро)трещин в поверхностном слое и снижение усталостной прочности. Разрушение же наноструктурированного поверхностного слоя характеризуется мелким множественным растрескиванием и не сопровождается макролокализацией деформации. Причина повышения усталостной прочности связана, прежде всего, с задержкой возникновения магистральной трещины.

При циклическом изгибе усталостная трещина зарождается одновременно в обоих типах образцов. Однако в наноструктурированном образце поверхность является более гладкой, а деформационный рельеф более равномерно сформирован на поверхности. Это позволяет снизить скорость роста трещины и повысить усталостную долговечность образца.

МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ КАК СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОДЕФЕКТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОРОШКАХ МЕТАЛЛОВ И КОМПОЗИТАХ НА ИХ ОСНОВЕ

Корчагин М.А.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Денисов К.И.^{2,3}, Тюменцев А.Н.^{2,3}

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

³Томский государственный университет, Томск, Россия

korchag@solid.nsk.su

Проведено обобщение результатов структурной аттестации и измерения параметров микротвердости порошков чистых металлов (Cu, Nb, Ta) и механокомпозитов (Nb+Al, Cu+Al, Ti+Al) после механической активации в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах.

Показано, что при механической активации в указанных материалах формируются высокодефектные структурные состояния, характеризующиеся высокой плотностью дисклинаций в объеме и на границах субмикро- или нанокристаллов. Установлено, что параметры этих состояний, такие как размеры зеренно-субзеренной структуры, значения кривизны кристаллической решетки, величины локальных внутренних напряжений и их градиентов существенным образом зависят от релаксационной способности и прочностных свойств материалов.

В процессе детального электронномикроскопического анализа дискретных и непрерывных разориентировок обнаружены двухуровневые структурные состояния - нанозерна размерами от 50 до 100 нм, содержащие субзерна размерами около 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации, значениями упругой кривизны кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (100-200)$ град/мкм, ротора или градиентов кривизны $\partial\chi_{ij}/\partial r > 100$ мкм⁻² и высокими (до нескольких E мкм⁻¹) локальными градиентами (моментами) напряжений.

В смесях порошков после достижения определенных величин пластической деформации, отличных для каждой системы, обнаружена активизация процесса синтеза интерметаллидных соединений, объемная доля которых увеличивается с продолжением механической активации.

Результаты измерения параметров микротвердости свидетельствуют о том, что процессы трансформации микроструктуры при механической активации сопровождаются интенсивным упрочнением как чистых металлов, так и композитных систем. Проведено сопоставление параметров микротвердости и особенностей микроструктуры изучаемых в работе материалов на разных этапах деформационного воздействия. Обсуждаются возможные механизмы упрочнения.

Рассмотрены и обобщены механизмы пластической деформации, фрагментации и переориентации кристаллической решетки, обеспечивающие в процессе механической активации формирование и эволюцию указанных выше высокодефектных структурных состояний. Обсуждается влияние изменения параметров этих состояний на реакционную способность компонентов смесевых систем, особенности аномального массопереноса и твердофазного механического сплавления.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И УРОВЕНЬ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОРОШКА ТАНТАЛА

Пинжин Ю.П.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Денисов К.И.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2},
Корчагин М.А.³, Швец И.А.², Чулков Е.В.²

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

pinzhin@phys.tsu.ru

С комплексным применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование особенностей микроструктуры порошка тантала (99,99 %) в зависимости от интенсивности механической активации (МА).

Методами растровой электронной микроскопии показано, что увеличение продолжительности МА от 1 до 5 минут, с одной стороны, обеспечивает более интенсивное измельчение порошинок, с другой – приводит к формированию конгломератов из них. В связи с чем, вместо большого количества фракций с размерами от нескольких десятков нанометров до сотен микрон, наблюдаются как отдельные частицы, размерами от десятков до сотен нанометров, так и конгломераты из них, достигающие в размерах нескольких десятков микрон.

На основе данных рентгеноструктурного анализа установлено, что увеличение времени МА от 1 до 5 минут приводит к уменьшению областей когерентного рассеяния от 24,4 до 13,4 нм, что сопровождается ростом уровня микроискажений от $0,44 \times 10^{-3}$ до $0,68 \times 10^{-3}$. Следствием взаимодействия с гарнитурой мельниц является обнаружение на рентгенограммах дифракционных пиков железа, интенсивность которых возрастает с увеличением продолжительности МА.

Методами просвечивающей электронной микроскопии с использованием темнопольного анализа разориентировок проведена количественная аттестация параметров дефектной структуры объема и границ зерен в порошке тантала после 1 и 5 минут МА. Установлено, что уже после 1 минуты МА в отдельных порошинках наблюдается формирование двухуровневых структурных состояний – нанозерен размерами менее 100 нм, содержащих субзерна размерами 5–15 нм с малоугловыми границами разориентации и значениями упругой кривизны кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (100\text{--}300)$ град/мкм. После 5 минут МА такие состояния наблюдаются во всем объеме материала. Оценены величины полей локальных внутренних напряжений и их градиентов на наномасштабном уровне.

Результаты измерения параметров микротвердости (H_μ) свидетельствуют о существенном упрочнении материала в процессе МА. После 1 и 5 минут МА значения H_μ достигают 5–7 и 8–11 ГПа соответственно, тогда как средняя микротвердость недеформированного порошка составляет около 1,5 ГПа. Разброс в значениях H_μ связан с высокой неоднородностью формирующихся структурных состояний, как отдельных порошинок, так и конгломератов из них. Обсуждаются особенности и механизмы формирования высокодефектных структурных состояний в порошке тантала на различных этапах деформационного воздействия и их влияние на уровень микротвердости.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ Cu В ПРОЦЕССЕ КОМБИНИРОВАННОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Денисов К.И.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2},
Корчагин М.А.³, Корзников А.В.⁴

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Denisov_ki@mail.ru

Методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование микроструктуры порошка меди (99,5 %) после механической активации (МА) в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице и последующего компактирования кручением под давлением (КПД).

Установлено, что после МА размеры порошинок составляют от сотен нанометров до сотен микрон. В объеме порошинок формируются высокодефектные структурные состояния, характеризующиеся субмикро- и наномасштабными зернами. Анализ рентгенограмм показал, что с увеличением продолжительности МА от 0,5 до 5 минут средний размер областей когерентного рассеяния уменьшается от 200 до 100 нм.

Микроструктура компактированных образцов исследовалась в сечении, перпендикулярном плоскости наковален на различных расстояниях от оси кручения, что соответствует различным степеням деформации. Обнаружена анизотропия зеренной структуры: размеры зерен в направлении оси кручения в несколько раз меньше, чем в направлениях, параллельных плоскости наковален.

В процессе детального электронномикроскопического исследования с применением специальных методик анализа дискретных и непрерывных разориентировок количественно определены параметры зеренной и дефектной структуры материала в зависимости от степени деформации. Установлено, что повышение деформации способствует увеличению неравноосности зерен и уменьшению их среднего размера, понижению остаточной пористости. Обнаружены структурные состояния, характеризующиеся высокими (более 100 град/мкм) значениями кривизны кристаллической решетки. Для подобных субструктур проведена оценка величин локальных внутренних напряжений и их градиентов на наномасштабном уровне.

Интересной особенностью является присутствие практически бездефектных наномасштабных (менее 100 нм) зерен и субзерен, что, по нашему мнению, свидетельствует о протекании процессов динамической рекристаллизации. При этом значительное количество зерен содержит двойниковые пластины толщиной от нескольких до нескольких десятков нанометров.

Установлено, что микротвердость порошка меди с увеличением продолжительности МА от 1 до 5 минут возрастает от 0,6 до 1,7 ГПа. После комбинированной (МА+КПД) обработки микротвердость достигает 2,5–3 ГПа.

Обсуждаются механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки в процессе трансформации микроструктуры и их взаимосвязь с уровнем прочностных свойств.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ.

ТЕКСТУРОВАННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ДЛЯ ВТСП ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ ИЗ СПЛАВОВ НИКЕЛЯ С РЕНИЕМ

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

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Yulia_kh@imp.uran.ru

Ранее авторами изучены процессы образования текстуры и формирования свойств в бинарных сплавах никеля с рядом d-переходных металлов [1, 2]. Установлены критерии, позволяющие оценить возможность получения в лентах-подложках за счет легирования достаточно высокого уровня прочностных свойств, при сохранении острой кубической текстуры первичной рекристаллизации.

В настоящей работе исследован ряд сплавов никеля с различным содержанием рения (в ат.%): Ni–1.1 Re, Ni–2.3 Re, Ni–4.1 Re, Ni–4.8 Re. Температура плавления рения (3180°C) ниже температуры плавления вольфрама (3420°C). Это дает экономию энергии при выплавке сплава. Кроме того, по устойчивости к действию большинства химических реагентов рений приближается к платиновым металлам, что имеет большое значение для реализации процесса нанесения буферных и сверхпроводящего слоев при повышенных температурах. Изучены пределы легирования никеля рением для получения высокой степени совершенства кубической текстуры в лентах-подложках, а также прочностные и магнитные свойства.

Наилучшие результаты по совершенству кубической текстуры получены на сплаве с содержанием рения 4.1 ат.%. Наилучшие механические свойства достигнуты на сплаве содержанием рения 4.8 ат.%. Предел текучести ($\sigma_{0.2}$) ленты из сплава Ni_{95.2}Re_{4.8} толщиной 100 мкм после отжига 1000°C, 1 ч составляет ~180 МПа (для сравнения в ленте из чистого никеля, отожженной в тех же условиях, предел текучести составляет ~25 МПа). Однако, в сплаве с содержанием рения 4.8 ат.% рения происходит ухудшение кубической текстуры, это свидетельствует о переходе максимально допустимой границы легирования никеля рением. Несколько улучшить качество кубической текстуры в сплаве с 4.8 ат.% рения можно за счет применения двухступенчатого отжига с медленным нагревом [3].

Результаты дают основание считать, что лента из сплава Ni_{95.9}Re_{4.1} обладает необходимым комплексом свойств для использования ее в качестве эпитаксиальной подложки.

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

1. Гервасьева И.В., Соколов Б.К., Родионов Д.П., Хлебникова Ю.В. Создание совершенной кубической текстуры в никеле, легированном некоторыми d-переходными металлами. I. Текстуры деформации // ФММ. 2003. Т.95. С. 77-84.
2. Гервасьева И.В., Соколов Б.К., Родионов Д.П. и др. Создание совершенной кубической текстуры в никеле, легированном некоторыми d-переходными металлами. II. Текстуры рекристаллизации // ФММ. 2003. Т.96. № 2. С. 95-101.
3. Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В. и др. Влияние рекристаллизационного отжига на формирование совершенной кубической текстуры в ГЦК-никелевых сплавах // ФММ. 2011. Т. 111. № 6. С. 628-638.

ЭФФЕКТЫ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

plotnikov@phys.asu.ru

При нагружении ГЦК металлов алюминия и меди при высоких (выше $0,5T_{пл}$) температурах вплоть до предплавильных наблюдается накопление деформации, которое может осуществляться как монотонно, так и скачкообразно. Высокотемпературный процесс накопления деформации сопровождается продуцированием сигналов акустической эмиссии, представляющих собой совокупность как низкоамплитудных, так и высокоамплитудных импульсов. Низкоамплитудные сигналы продуцируются в ходе монотонного накопления деформации, а высокоамплитудные – совпадают со скачкообразным. На рис. 1 приведены данные по акустической эмиссии, накоплению деформации и температуре для алюминия и меди.

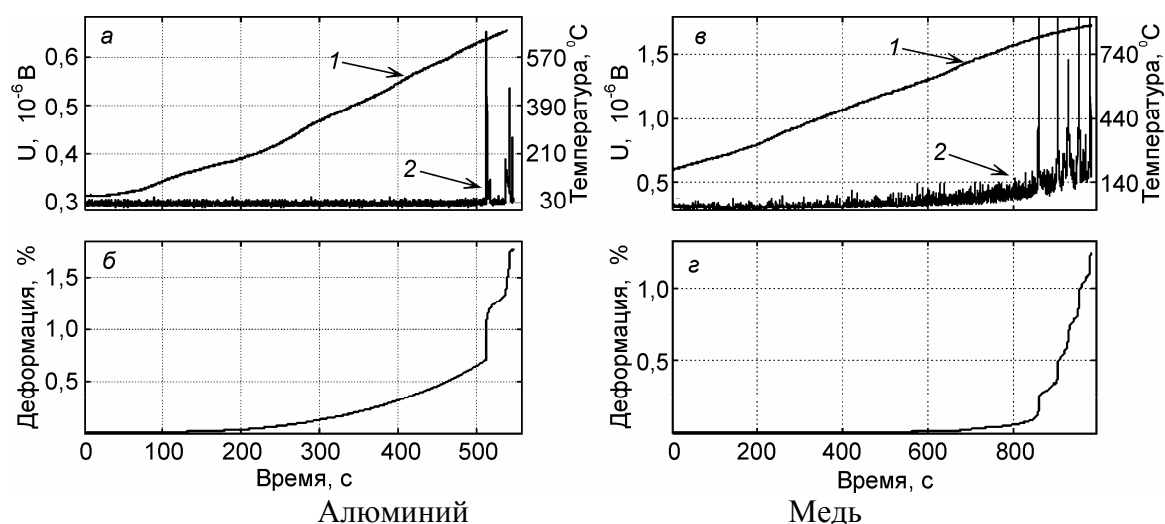


Рис. 1. Скачкообразный характер накопления деформации (б,г) и высокоамплитудные импульсы акустической эмиссии (а,в) при механическом напряжении вблизи предела текучести в неизотермическом термомеханическом цикле для алюминия и меди. 1 – температура в цикле, 2 – среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии.

Экспериментальные результаты свидетельствуют, что при высоких температурах такое деформационное поведение характеризует проявление неустойчивости кристаллической решетки деформируемого металла, а высокоамплитудные сигналы акустической эмиссии свидетельствует о корреляции в системе элементарных деформационных актов. Структурным признаком эффекта корреляции является формирование деформационных полос в алюминии и меди, сопровождаемых высокоамплитудными сигналами акустической эмиссии. Однако из макроскопического характера деформационных скачков следует, что эффект корреляции может охватывать дислокационный ансамбль в масштабе более, чем одна деформационная полоса.

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ДИСКООБРАЗНЫХ ПОЛОСТЕЙ (ТРЕЩИН) В МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Бойко Ю.И., Волосюк М.А.

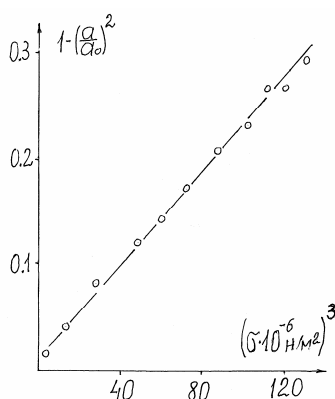
Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина,
Харьков, Украина

Yuri.I.Boiko@univer.kharkov.ua, marina_andreevna@inbox.ru

Залечивание трещин исследовалось в условиях модельного эксперимента. Образцы для исследования изготавливались из двух плоских половинок меди, отожженной при $T = 800^{\circ}\text{C}$ в течение 40 мин. В одной половинке делались углубления нужного размера, другая оставалась плоской, полированной. Образцы складывались и при $T = 800^{\circ}\text{C}$ производилась их диффузионная сварка в вакуумной камере при давлении 10^{-4} мм рт.ст. В образце в плоскости соединения образовывались тонкие дискообразные полости диаметром $\approx 3 \cdot 10^{-2}$ см и толщиной $\approx 4 \cdot 10^{-4}$ см. Опыты по залечиванию проводились при комнатной температуре и сжимающих нагрузках ниже предела текучести в массиве образца.

В таких условиях в области вершины трещины, в связи с концентрацией напряжений, возникает область, где напряжения оказываются выше предела текучести (пластическая зона). Пластическая деформация в области устья происходит таким образом, что вещество заполняет устье трещины и, соответственно, ее радиус (a) уменьшается. Этот процесс можно описать как процесс выноса «пустоты» из устья трещины призматическими дислокационными петлями вакансионного типа [1,2]. Дислокационные петли, выходя из трещины, образуют скопление, создающее на поверхности устья, как источнике дислокаций, обратное напряжение, которое на определенном этапе залечивания компенсирует действующее напряжение и тем самым закрывает дальнейшую эмиссию дислокаций. Размер трещины при этом достигает некоторой, стабилизировавшейся при данной нагрузке, величины. Расчет показывает, что радиус стабилизировавшейся трещины (a) и величина напряжений, обусловленных действием внешней нагрузки (σ), связаны соотношением:

$$1 - \left(\frac{a}{a_0} \right)^2 = \frac{2\pi(1-\nu)c^{1/2}\sigma^3}{a_0^{1/2}G\sigma_p^2} = B\sigma^3, \text{ где } B = \frac{2\pi(1-\nu)c^{1/2}}{a_0^{1/2}G\sigma_p^2},$$



где a_0 и c – исходный радиус и толщина (остающаяся неизменной) дискообразной трещины соответственно, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, σ_p – порог Пайерлса.

Экспериментальные данные, представленные в виде зависимости $1 - (a/a_0)^2$ от σ^3 , имеют вид линейной функции, из угла наклона которой следует вполне разумная величина порога Пайерлса ($\approx 10^5$ н/м²) [3], что свидетельствует в пользу правильности предлагаемого механизма залечивания.

1. Я.Е. Гегузин, В.Г. Кононенко. Дислокационный механизм изменения объема поры в кристалле под давлением. //ФТТ.-1973.-15, № 12.-с.3550-3557.
2. В.В. Слезов. Теория дислокационного механизма роста и залечивания пор и трещин под нагрузкой. //ФТТ.-1974.-16, №3.-с.785-794.
3. Фридель Ж. Дислокации. М.:Мир,1967.-643с.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М.Х.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия,

msia@mail.ru

Повышение механических свойств титановых сплавов, как конструкционных материалов, является важной задачей современного материаловедения. Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с нанокристаллической структурой (НК) по сравнению с микроструктурной (МК) [1]. Однако изготовление крупногабаритных полуфабрикатов с НК структурой представляет отдельную научную и технологическую проблему, кроме того по достижении в сплаве такой структуры происходит снижение уровня пластичности. Одним из путей решения задачи является создание нового конструкционного материала с регламентированным структурным состоянием. Путем определенного сочетания слоев, заметно отличающихся по исходной структуре и свойствам, можно снизить риск разрушения материала и тем самым повысить его конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом [2,3]. Перспективным методом получения композитных материалов является сварка давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

Основной задачей исследования было изучение твердофазной свариваемости листовых заготовок титанового сплава ВТ6 в различных исходных структурных состояниях (НК и МК) при пониженных температурах.

Исследования показали, что средний размер зерен вырос в соединенных образцах в среднем от 1,2 мкм до 5,0 мкм при повышении температуры процесса твердофазного соединения от 650 до 850°C соответственно. Относительная протяженность пор в зоне твердофазного соединения (ТФС) после сварки при температуре 650°C составила 0,18 и с увеличением температуры сварки до 850°C уменьшилась до 0,05. Увеличение сварочного давления от 3 до 4 МПа принципиально не изменило общей картины эволюции качества ТФС в исследованном температурном интервале сварки.

Анализ результатов механических испытаний слоистого материала показал, что его механическое поведение существенно зависит от температуры сварки. С повышением температуры сварки давлением до температуры 850°C общий уровень прочности на сдвиг как основного материала, так и материала с твердофазным соединением, заметно, в среднем на 20%, снижается.

Таким образом, сохранение сочетания НК- и МК структуры в слоях при пониженных температурах позволяет обеспечить в композитных материалах повышенные прочностные и пластические свойства и достигнуть высокого уровня конструкционной прочности.

1. Nazarov A.A. and Mulyukov R.R. Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology, Ed. Goddard W., Brenner D., Lyshevsk S., Iafrate G., CRC Press, 2002..
2. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. Пер. с англ. М.: Машиностроение, 1978, с. 49-110.
3. Соколовская Е.М, Гузей Л.С. Физикохимия композитных материалов. М.: МГУ, 1978, 255 с.

СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Лутфуллин Р.Я.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа, Россия,
msia@mail.ru*

Рост потребности в новой технике и развитие современного машиностроения связаны с изысканием новых экономически эффективных технологий формообразования деталей сложной конфигурации из традиционно труднообрабатываемых материалов. Одним из перспективных технологических направлений машиностроения является сварка давлением совмещенная со сверхпластической формовкой (СПФ/СД) [1]. Однако, например, при использовании диффузионной сварки, являющейся разновидностью сварки давлением, не всегда возможно получение гарантированного высокого качества твердофазного соединения (ТФС) на уровне основного материала. Дело в том, что диффузионная сварка – это структурно неконтролируемый процесс, осуществляемый при температуре, как правило, не ниже $0,8T_{пл.}$ и напряжениях, меньших предела текучести материала. Решение задачи получения гарантированного качества ТФС возможно при сварке давлением в условиях как традиционной, так и низкотемпературной сверхпластичности (СП) [2].

Целью работы являлось физическое моделирование процесса соединения в твердом состоянии при пониженных температурах листовых заготовок наноструктурного (НК) сплава ВТ6 в температурном интервале проявления низкотемпературной СП для экспериментальной проверки достижимости в полученном соединении уровня прочностных свойств, соответствующих основному материалу.

Эксперименты по соединению листов из НК сплава ВТ6 проводили в вакуумной печи при сварочном давлении 5 МПа в интервале температур от 650–750°C.

Анализ микроструктуры показал, что относительная протяженность микропор в зоне ТФС при температуре 650°C составила 0,12, при 700°C – 0,08 и с повышением температуры до 750°C уменьшилась до 0,05. При этом средний размер зерен в образцах, соединенных при 750°C, возрос на порядок.

Результаты механических испытаний при комнатной температуре показали, что сдвиговая прочность ТФС составила примерно 98% от соответствующей прочности основного материала. При этом следует отметить, что общий уровень прочности на сдвиг как основного материала, так и ТФС, заметно, приблизительно на 13% снижается с повышением температуры процесса соединения от 650°C до 750°C, что очевидно связано с наблюдаемым при эксперименте интенсивным ростом зерен.

1. Lutfullin R.Ya., Kruglov A.A., Safiullin R.V., Mukhametrahimov M.K., Rudenko O.A. Processing properties of nano- and submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy // Materials Science and Engineering A. 2009. V. 503. P. 52-54.
2. Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Перспективы применения наноструктурных титановых сплавов в машиностроении // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. №1. С. 69-72.

ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ВТ9 С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ β -ПРЕВРАЩЕННОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Мурзинова М.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, город Уфа, Россия

mma@imsp.ru

Обратимое водородное легирование (ОВЛ) используется в комплексных технологиях обработки сплавов титана, которые в отечественной литературе обычно называют “термоводородной обработкой” (ТВО). Цель ТВО – получение структурных состояний, а, следовательно, и механических свойств, которых не удастся достичь традиционными методами. Особенности структурных изменений при ТВО связаны со снижением температуры $(\alpha+\beta)/\beta$ -превращения, изменением фазового состава титановых сплавов, легированных водородом, концентрации легирующих элементов замещения в α - и β -фазах, объемных эффектов и кинетики фазовых превращений. Обязательными операциями ТВО являются насыщение заготовок водородом, термическое и/или деформационное воздействие и вакуумный отжиг.

В данной работе ОВЛ использовано для формирования микроструктуры с размером β -зерен не более $50 \mu\text{m}$ и дисперсных пластин α -фазы (рис.1) с различным содержанием алюминия, что обеспечивает повышение прочностных характеристик сплава ВТ9 при температурах до 550°C (табл.1).

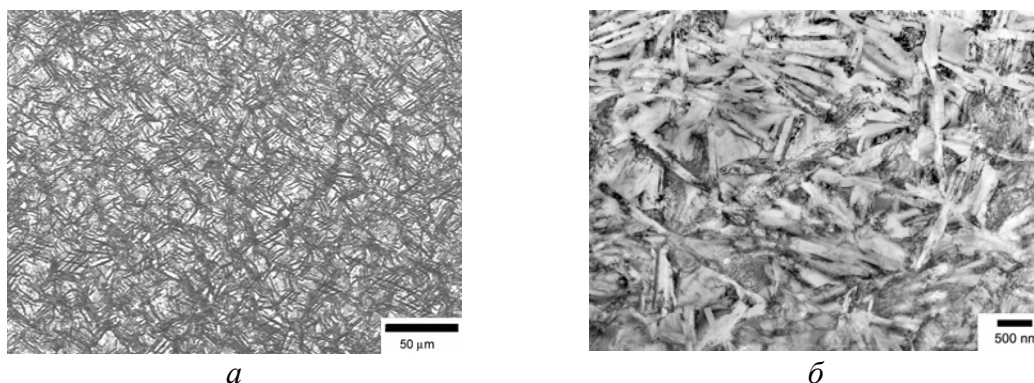


Рис.1. Микроструктура сплава ВТ9 после обработки, включающей ОВЛ: *а* – оптическая микроскопия, *б*– просвечивающая электронная микроскопия.

Таблица 1. Механические свойства сплава ВТ9 после ТВО и серийной упрочняющей обработки

$T, ^\circ\text{C}$	Обработка с применением водородного легирования				Упрочняющая обработка			
	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
	МПа		%		МПа		%	
20	$\frac{1100}{1210}$	$\frac{1235}{1236}$	$\frac{10}{7}$	$\frac{30}{27}$	1127	1225	12	30
400	830	970	16	35	660	830	14	53
450	800	920	17	41	650	800	14	55
500	$\frac{770}{780}$	$\frac{860}{858}$	$\frac{25}{23}$	$\frac{58}{57}$	590	765	14	60
550	660	750	38	75	560	715	15	62

Примечание. В числителе – результаты испытаний после ТВО, в знаменателе – после дополнительного отжига при 500°C в течение 100 ч.

ПРОЧНОСТЬ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА ПРОКАТАННОГО МЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14

Нугманов Д.Р., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ*

Dnugmanov@imsp.ru

Исследовали изменения зеренной структуры, кристаллографической текстуры и параметров статической прочности магниевого сплава МА14 (Mg–5,80%Zn–0,65%Zr), вызванные изотермической прокаткой при температуре 200 °С. Предварительно методом всесторонней изотермическойковки в объемной заготовке сплава была сформирована полностью рекристаллизованная мелкозернистая структура со средним размером зерна (d) ~4,5 мкм и кристаллографической текстурой {10-12} <0-110>.

Обнаружено, что в процессе прокатки микроструктура сплава претерпевала дальнейшее измельчение ($d \sim 2$ мкм), а кристаллографическая текстура постоянно усиливалась и трансформировалась в текстуру прокатки {0001} <10-10>. Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре показали немонокотное изменение параметров его прочности ($\sigma_{0,2}$ и σ_B – пределов текучести и прочности, соответственно) в долевом направлении от степени деформации (ε) (таблица). При этом сплав наиболее сильно упрочнялся на начальной стадии прокатки (до степеней ~20 %) и одновременно фиксировали усиление первичной текстуры. С дальнейшим увеличением степени деформации преимущественно наблюдалось разупрочнение сплава, сопровождаемое формированием и усилением текстуры прокатки. Пластичность (δ – относительное удлинение) же сплава с ростом суммарного обжатия монотонно снижалась, чему соответствовало одновременное усиление текстуры, независимо от ее типа.

Обсуждены причины и природа механического поведения сплава. Сделано заключение, что обнаруженный характер изменения его прочности и пластичности преимущественно обусловлен изменениями типа и интенсивности кристаллографической текстуры.

Таблица. Механические свойства сплава МА14 и доля зерен ($N_{\text{текст}} / N$) с преимущественной ориентировкой в заготовке после прокатки с различной степенью обжатия.

ε , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$N_{\text{текст}} / N$, %	Преимущ. ориентировка
0	140	235	28	25	{10-12 } <0-110>
20	225	320	26	35	{02-23} <-1010>
40	190	255	25	45	{0001} <-5-490>
60	205	270	24	52	{0001} <10-10>
80	165	205	20	72	{0001} <-1-340>

К МЕТОДИКЕ ОЦЕНКИ СТАТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Кашаев Р.М., Нагимов М.И., Хуснуллин А.М.

ФГБУН ИПСМ РАН, г. Уфа, РФ
rishat@kashaev.ru

При испытании образцов с предварительно нанесенной усталостной трещиной на статическую трещиностойкость регистрируют изменение усилия P в зависимости от раскрытия трещины на поверхности образца (смещение) V . Для определения критических характеристик трещиностойкости K_{IH} , J – интеграла и COD важно зафиксировать момент страгивания (старта) усталостной трещины и соответствующее ему значения P и V . В упругопластичных материалах страгивание трещины начинается до достижения максимальной нагрузки P_{max} и на диаграмме $P - V$, как правило, отсутствуют признаки, характеризующие начало развития трещины, то есть кривая $P - V$ носит монотонный и плавный характер. Поэтому, для регистрации старта трещины применяют метод акустической эмиссии или электросопротивления, что требует использования специальной аппаратуры.

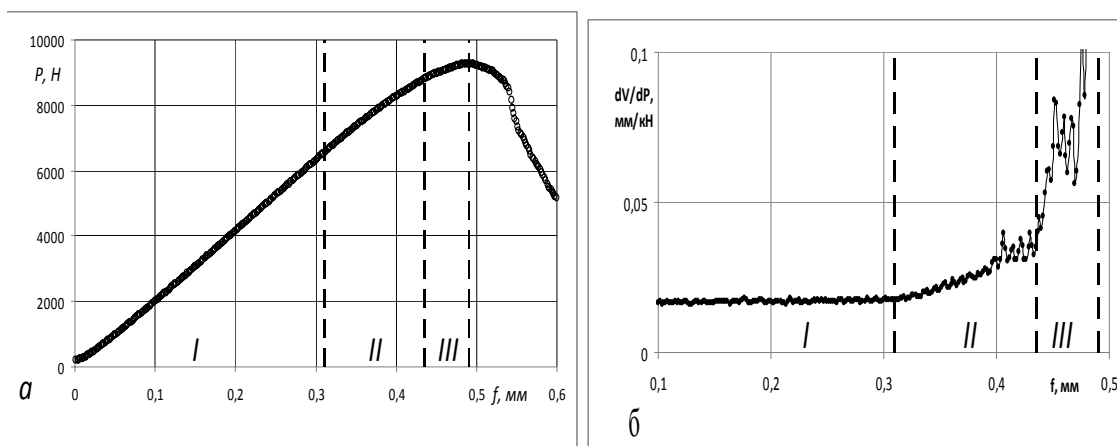


Рис. 1. Типичная диаграмма изменения усилия (а) и податливости (б) при статическом изгибе образца из сплава ВТ6 с усталостной трещиной

В работе предлагается методика определения начала развития трещины, основанная на обработке первичной диаграммы $P - V$. С использованием данной методики была проведена оценка трещиностойкости образцов с усталостной трещиной по результатам испытаний по схеме трехточечного изгиба для титанового сплава ВТ6 с исходной глобулярной и бимодальной микроструктурой.

В процессе изгиба образца на линии нагружения до P_{max} начало роста трещины должно отражаться на увеличении скорости смещения, с одной стороны, и на уменьшении скорости увеличения усилия (за счет релаксации напряжений) – с другой. Это должно привести к более резкому изменению (увеличению) величины dV/dP – податливости при нагружении образца с трещиной. На основе дифференцирования первичных кривых с использованием электронной таблицы Excel была построена зависимость dV/dP от прогиба f на линии нагружения до точки P_{max} , то есть до момента потери устойчивости трещины (рис.1б).

На основе анализа диаграммы $dV/dP - f$ выделены следующие стадии деформирования: I стадия – $dV/dP = \text{const}$ соответствует упругой деформации образца; II стадия – пластическая деформация образца; конечный участок этой стадии отражает значительное затупление трещины, предшествующее ее старту; III стадия –

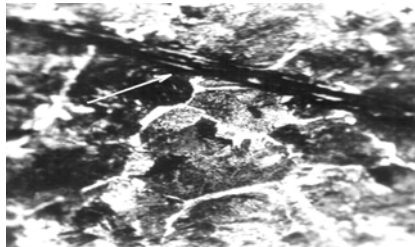
скачкообразное увеличение dV/dP свидетельствует о старте трещины. Начало этой стадии совпало также с моментом старта трещины, определенным методом акустической эмиссии. Следует отметить, что кривая dV/dP в этой стадии носит ступенчатый характер: после резкого увеличения dV/dP наблюдается некоторая стабилизация dV/dP перед следующим скачком. Это связано с дискретным характером роста трещины.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ДИНАМИЧЕСКИМИ НАГРУЗКАМИ

Буравова С.Н.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН
Черноголовка Московской области,
svburavova@yandex.ru*

Полосы локализованной деформации наблюдаются во многих высокоскоростных процессах и являются источником разрушения в процессе эксплуатации изделия. Согласно термопластической модели образования полос сдвига, причиной локализации является потеря устойчивости пластического течения, которая возникает в результате выделения тепла, что приводит к термическому разупрочнению материала. Несмотря на многочисленные исследования, в настоящее время нет представлений о механизме зарождения и развития процесса локализации деформации, традиционная модель не может объяснить локализацию в тонких полосах. В работе обоснована откольная природа образования сдвиговых полос. Полосы локализованной деформации при импульсных нагрузках являются результатом интерференции волн разгрузки, в которой величина отрицательных напряжений в зоне растяжения не превышает прочности материала. Откольная природа локализации подтверждается образованием полос сдвига разного типа (плоские, канальные, иглоподобные, угловые, радиальные, кольцевые), полученных в контролируемых условиях. При этом используется свойство волновых явлений подчиняться геометрическому фактору расположения свободных поверхностей. Малая ширина сдвиговых полос объясняется узостью зоны интерференции волн разгрузки, где при отрицательных давлениях возникают полосы сдвига. В работе обнаружен факт прохождения полосы сдвига по недеформированному состоянию материала. Следствием откольного механизма является независимость процессов



локализации деформации и деформирования материала, поскольку сдвиговые полосы возникают на стадии разгрузки, после того как деформационное состояние материала уже сформировалось. Процессы деформирования материала и образование в нем повреждаемости являются независимыми, они сопутствуют друг другу. Высокоскоростное деформирование и растяжение материала упрочняют полосу сдвига, поэтому разупрочнение никогда экспериментально не обнаруживается. Расчет температуры в полосе сдвига показал, что, несмотря на предварительный нагрев ударной волной, температура в области отрицательных давлений близка к комнатной. Различия в оценках температуры с известными литературными данными объясняются разными механизмами локализации.

Откольная модель локализации деформации объясняет изменение структуры, которое, как правило, приписывают нагреву в полосе вследствие необратимой пластической деформации. Изменение состояния кристаллической решетки под влиянием деформации при тепловом или механическом воздействии эквивалентны, взаимозаменяемы с позиций реакции кристаллической решетки, поскольку определяются изменением межатомного расстояния. Например, при температуре аустенизации в 600° объем материала в результате нагрева увеличивается на 2%. Такое же увеличение объема достигается в процессе интерференции волн разгрузки, где отрицательное давление растяжения составляет 3.45 ГПа. Процессы динамической рекристаллизации в условиях отрицательных давлений не требуют высоких температур.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ УМЗ Cu

Юечэн Дун¹, Р.Г. Чембарисова², И.В. Александров³

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

¹dongyuecheng@mail.ru, ²chroza@yandex.ru, ³iva@mail.rb.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования динамического поведения ультрамелкозернистой (УМЗ) Cu, полученной методом равноканально-углового прессования (РКУП) (8 проходов по маршруту В_с при комнатной температуре) и характеризующейся средним размером зерен ~ 280 нм.

Для динамических испытаний использовали цилиндрические образцы длиной 10 мм с диаметром основания 10 мм, вырезанные вдоль направления РКУП. Динамическое нагружение образцов проводили методом составного стержня Гопкинсона со скоростями деформации около 1500 с⁻¹ при температурах 175 К, 235 К, 295 К, 375 К и 425 К.

Показано, что уменьшение температуры высокоскоростной деформации приводит к росту предела текучести, что обусловлено активизацией процессов пересечения дислокаций и многочисленных деформационных двойников.

На основе проведенного кинетического моделирования сделаны оценки активности тех или иных механизмов высокоскоростной деформации в зависимости от ее температуры.

Таблица. Механические поведения УМЗ меди при разных температурах

	175 К	235К	295К	375К	425К
Фактическая скорость деформации (с ⁻¹)	1523	1502	1500	1465	1515
Предел текучести (МПа)	581±15	566±12	552±2	530±5	531±2
Предел прочности (МПа)	745±21	717±10	691±11	667±28	663±5
Степень деформации сжатием, %	17,5±0,9	17,3±0,9	17.7±0,4	17,3±0,6	18,7±0,7

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКОЙ И СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ЛИТОГО МЕТАЛЛА СЛИТКОВ С ИЗМЕНЁННЫМИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИМИ УСЛОВИЯМИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ГОЛОВНОЙ ЧАСТИ

Руцкий Д.В., Галкин А.Н., Гаманюк С.Б., Зюбан Н. А., Сибгатуллин И.Р.

*Волгоградский государственный технический университет,
Волгоград, Р.Ф.
tecmat@vstu.ru*

Переход металлического расплава из жидкого в твердое состояние сопровождается развитием явлений ликвации и усадки, что приводит к возникновению в металле структурной, физической и химической неоднородностей, которые значительно снижают качество слитков. В работе анализировалось влияние: величины перегрева расплава над температурой ликвидус, соотношения массы металла прибыльной части к массе «надставки-холодильника», относительного объема прибыльной части, соотношения внутренних диаметров надставки и изложницы, геометрических параметров и массы слитка. Моделирование формирования структуры и дефектов усадочного происхождения в слитках с утепляющей и «захолаживающей» верхней частью осуществлялось методом конечных разностей. В процессе расчета решается целый комплекс задач, необходимых для получения результата. Математический комплекс включает в себя многоуровневую адаптивную систему взаимосвязанных математических моделей тепловых процессов, структуры на всех этапах их формирования, определяемых эволюцией во времени температурного поля в ходе затвердевания жидкого металла.

Описание температурных полей в ходе затвердевания слитка проводится на основе решения дифференциального уравнения теплопроводности при заданных условиях теплоотвода от слитка, а также известных значениях теплофизических свойств металлического расплава при текущей температуре. На основании температурного поля строится поле градиентов температуры. Процессы образования кристаллических зон в объеме застывающего слитка моделируются на основе анализа температурных полей и полей градиентов температуры по известным зависимостям [1]. Моделирование конфигурации и размеров усадочной раковины проводится на основе анализа изменения уровня жидкого металла и количества жидкой фазы на каждом временном шаге вычислений в зависимости от объема усадки затвердевающего металла. По результатам математического моделирования определены параметры, позволяющие получить узкую раковину, при минимальных изменениях существующей технологии и литейной оснастки, тем самым сведя к минимуму затраты на переделку. Установлено, что благоприятного расположения усадочных дефектов, в узкой осевой зоне, можно добиться, уменьшая теплоаккумулирующую способность надставки-холодильника посредством изменения её массы, и начальной температуры. Удалось достичь рациональной формы усадочной раковины, при которой относительный диаметр дефектной области составил 23 %. Такое строение усадочной раковины позволяет при производстве полых изделий полностью удалить ее в отходы, что позволило рекомендовать слиток с «захолаженной» верхней частью для изготовления полых поковок.

Работа выполнена в рамках проекта МК – 4034.2012.8

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОБИВАНИИ ПРЕГРАД

**Чудинов В.В., Соковилов М.А.,
Плехов О.А., Уваров С.В., Ляпунова Е.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б**

Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь, Россия

chudinov@icmm.ru

На оригинальной баллистической установке по изучению пробивания был исследован процесс пробивания дискообразных образцов из сплава алюминия марки А6061. стальным ударником. При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение в виде формирования и выноса пробки. Для записи с регистрацией “in-situ” неоднородностей температурного поля на тыльной поверхности образца в процессе пробивания применялась высокоскоростная инфракрасная камера CEDIP Silver 450M. Полученные значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 100^\circ\text{C}$, что позволяет сделать вывод об отсутствии термопластической неустойчивости. С применением лазерной доплеровской интерферометрии получены скорости движения тыльной поверхности в различные моменты времени в процессе выноса пробки.

После эксперимента образцы исследовались с помощью микроструктурного анализа с применением оптического микроскопа-интерферометра и сканирующего электронного микроскопа. Обнаружено, что для зоны первоначального проникания ударника в образец, имеющей гладкую зеркальную поверхность разрушения, характерно относительно равномерное распределение деформации, тогда как при формировании и выносе пробки это распределение становится существенно неоднородным по радиусу образца. Имеет место локализация пластической деформации в узкой области по образующей пробки.

Теоретические расчеты процессов высокоскоростной пластической деформации, основанные на ранее разработанной структурно-кинетической модели среды с микросдвигами [1], находятся в соответствии с полученными экспериментальными данными [2–4]. Данные теоретических и экспериментальных исследований позволяют предположить, что один из механизмов неустойчивости пластического сдвига и локализации пластической деформации при высокоскоростном пробивании обусловлен структурно-кинетическими переходами в ансамблях микросдвигов.

Работа выполнена при частичной поддержке Программ Президиума РАН 09-П-1-1010; 09-П-1-1011; 09-Т-1-1005, грантов РФФИ 09-01-92005-ННС_а, 11-01-00712_а, 11-01-00153_а, 11-01-96005-р_урал_а.

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика, 2004, Т.6, с О.Б..45-72.
2. Соковилов М.А. Численное исследование неустойчивости пластического сдвига при динамическом нагружении. // Математическое моделирование систем и процессов. Сборник научных трудов N12, Пермь, 2004г., С.82-88.
3. Соковилов М.А. Автомодельность неустойчивости пластического сдвига при ударном нагружении как результат кинетических переходов в системе микросдвигов.// Физическая мезомеханика, том 7, спец.выпуск Ч.1, 2004г., С.332-335.
4. Соковилов М.А. Численное исследование неустойчивости пластического сдвига при высокоскоростном ударе. // Деформация и разрушение материалов N7, 2005г., С.13-17.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДИФФУЗИОННО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ИХ ПРОЧНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Алиев М.А., Чартаев Х.Ш.

Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института
bukilal@mail.ru

Свойства кристаллов качественно изменяются и задаются структурой, возникшей в динамике при определенном соотношении внешних параметров воздействия к внутренним. При совместном многопараметрическом воздействии на кристалл обнаруживаем уникальные свойства, особенно в присутствии катализатора. В качестве катализатора применены электрическое поле и одновременная с деформацией диффузия примесей.

Пластически деформируемое твёрдое тело, помещенное в постоянное электрическое поле в условиях обеспечения естественных градиентов давления, температуры и концентрации, рассматривается как аналог классической открытой системы, подчиняющейся законам неравновесной термодинамики и принципам самоорганизации.

Экспериментальные исследования, проведённые нами по новой вышеназванной технологии формирования взаимосвязи "структура-состав-свойство" позволили за счет наличия высоких деформационно-диффузионных потоков структурных составляющих и сил, обусловленных ими, обеспечить их взаимодействие в динамическом режиме и получить новые качественные изменения физико-механических свойств кристаллов кремния.

Объектами исследования были монокристаллы кремния. Деформацию производили в условиях нагрева образца прохождением электрического тока через образец (электропластическая деформация – ЭПД). Диффузия осуществлялась вдоль кристаллографических направлений [110], диффузانت наносился на очищенную ионно-плазменной чисткой поверхность образца. Пластическую деформацию проводили одноосным сжатием в вакууме, в режиме динамического нагружения. Электрический ток через образец направлен вдоль направления оси нагружения и включался до деформирования образца, а после термостатирования начиналась и механическая нагрузка по заданной программе.

Деформационные параметры кристаллов определяли по ходу эксперимента с помощью датчиков. Основными датчиками служили: для записи усилия – тензодинамометр, а для записи перемещения – индуктивный преобразователь. Механические свойства, определяемые по деформационным параметрам (величина деформации ϵ , коэффициент упрочнения $\gamma = d\epsilon / d\sigma$, скорость деформации $\dot{\epsilon} = d\epsilon / dt$), измерялись и записывались на самописце по ходу эксперимента. Предложенный выбор реконструирования кристаллов выгоден тем, что используемые дополнительные параметры воздействия приводят к сильной конкуренции эффектов упрочнения и разупрочнения, инициирует переход к наноструктурным состояниям. Умение управлять прочностью кристаллических структур важно и для специальных сплавов с эффектом памяти формы. Простота управления и незначительность энергетических затрат делают предложенные нами неравновесные системы весьма перспективными для технологий будущего.

ВЛИЯНИЕ КРИОПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ В ТИТАНЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

Брауде И.С., Гальцов Н.Н., Москаленко В.А.

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАНУ
Харьков, Украина,
braude@ilt.kharkov.ua

Фундаментальной основой разработанного в работе [1] метода получения объемного нанокристаллического титана (минимальный средний размер зерна $d = 35$ нм) является активизация механического двойникования, как одной из основных мод деформации, при низких температурах. Проведено сравнительное изучение структур титана технической чистоты ВТ1-0 сформированных прокаткой при комнатной температуре и температуре близкой к температуре жидкого азота. Для изучения структурных параметров использовали метод рентгеновской дифрактометрии. Съемка изучаемых объектов проводилась при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-2.0 в излучении K_{α} -медного анода по схеме $\theta-2\theta$ сканирование. Параметры структуры оценивались путем анализа интенсивностей, формы профилей и ширины дифракционных отражений согласно [2].

Установлено, что после, так называемой, холодной, а также криогенной прокатки образцы титана являются «двухфазными». А именно: наряду с кристаллической фазой с зерном субмикронного размера и в несколько десятков нанометров в образце присутствует рентгеноаморфная фаза с размерами областей когерентного рассеяния (ОКР) менее 15 нм. О том, что наблюдаемая рентгеноаморфная фаза не является истинно аморфной можно судить по электронно-микроскопическим данным [3]. Проведена оценка количества ультра нанокристаллической фазы в зависимости от температуры прокатки. Найдено, что криопробкатка увеличивает долю данной фазы примерно на 10 % по сравнению с комнатной температурой.

Деформация криопробкаткой приводит к фрагментации исходных зерен микронного размера до кристаллитов (или ОКР) с размерами на порядок меньшими по сравнению с прокаткой при комнатной температуре; к сжатию кристаллической решетки вдоль оси $\langle c \rangle$ и к уменьшению уровня микродеформаций. Установлено, что формирование структурного состояния с нанометровым размером зерна в результате криопробкатки до истинных деформаций $\epsilon \gtrsim 1$ обусловлено высокой активизацией с понижением температуры нескольких видов механических двойников. При этом, двойникование, генерируя в результате фрагментации зерен множество различных ориентаций, придает структуре (текстуре) рандомизирующий характер.

Список литературы

1. Москаленко В.А., Смирнов А.Р., Москаленко А.В. ФНТ **35** (2009) 1160.
2. М.А. Кривоглаз. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами, Наука, Физ.-мат. литература, Москва (1967), с.336.
3. Брауде И.С., Гальцов Н.Н., Москаленко В.А., Смирнов А.Р. ФНТ **37** (2012) 1202.

ВЛИЯНИЕ СИЛОВЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗОК И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛАСТИФИКАЦИЮ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Березин В.Б., Волянская Е.М.

Национальный университет биоресурсов и природопользования, Киев, Украина
mich@nubip.edu.ua

В наших предыдущих исследованиях установлено, что эффект, подобный структурной сверхпластичности, в виде проявления площадок текучести протяженностью до 10%, можно реализовать в алюминиевых сплавах при комнатной температуре за счет введения в материал силовых импульсов энергии [1].

В настоящей работе исследуется влияние высокой температуры (773К) на механические свойства цилиндрических образцов из алюминиевого сплава Д16 диаметром 8 мм, претерпевших при комнатной температуре, при различных уровнях предварительной статической деформации, воздействие силовых импульсных подгрузок различной интенсивности. Учитывая поисковый характер работы, были выбраны только три уровня предварительной статической деформации – упругий участок, пластическая деформация, соответственно, 1 и 2%, и диапазон импульсных подгрузок 111...136 кН.

Для сравнения, проводились испытания аналогичных образцов по следующему режиму: статическое растяжение при комнатной температуре до уровней деформаций, соответствующих уровням деформаций при сложных режимах нагружения "статическое растяжение – динамический неравновесный процесс" и последующее статическое растяжение образцов при той же самой повышенной температуре 773К.

Анализ проведенных исследований показал, что во всех случаях диссипативная структура, образующаяся при динамических неравновесных процессах, проявляет большую склонность к пластификации при повышенной температуре, по сравнению с исходным материалом. Здесь немаловажную роль играет степень предварительной статической деформации, при которой производятся импульсные подгрузки, и, соответственно, интенсивность силового импульса, так как эти два фактора непосредственно влияют на однородность распределения диссипативной структуры в объеме материала. Максимальный эффект по увеличению общей пластичности сплава на величину 35%, при двух сравниваемых режимах нагружения, зафиксирован при уровне предварительной пластической деформации 2% и силовом импульсе 114 кН (рис.1). Таким образом, подтверждается высказанное ранее предположение, что образующаяся при динамических неравновесных процессах тонко-полосовая (аморфно-подобная) диссипативная структура, связанная в объеме материала на различных масштабных уровнях, может выполнять при повышенных температурах роль своеобразной внутрискруктурной смазки, способствующей пластификации сплава.



С учетом импульсной подгрузки



Без импульсной подгрузки

Рис.1. Испытанные образцы при различных режимах нагружения

Список литературы

1. М.Г.Чаусов, О.Е.Засимчук, К.М.Волянська. Дослідження процесу прояви площадок текучості при імпульсних підвантаженнях алюмінієвих сплавів // Вісник Національного технічного університету України "КПІ". - Серія: Машинобудування. - 2011. - №63. - С.244-248.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОВОДОВ ТЕХНИЧЕСКОГО СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Nb-Ti

Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Колосов С.В.

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

Структура многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb–Ti после деформации волочением исследовалась на промежуточной стадии производства сверхпроводящего кабеля при переходе $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$ мм в поперечном сечении.

Для комплексного исследования состава и структуры композитного многожильного провода использовался набор методик, обеспечивающих разное пространственное разрешение: оптическая микроскопия (микроскопы Neophot-21 и Olympus GX 71), растровая электронная микроскопия (Philips SEM 515) и атомно-силовая микроскопия (Solver PH47-PRO).

Проведенные исследования показали, что сильнее всего продеформировались волокна Nb–Ti в промежуточном слое со стороны внешней поверхности, в результате чего волокна имеют «расплющенный» вид. Обнаружена зона локализации пластической деформации в промежуточном слое со стороны внутренней поверхности в виде дефекта в местах обрыва волокон Nb–Ti многожильного сверхпроводника.

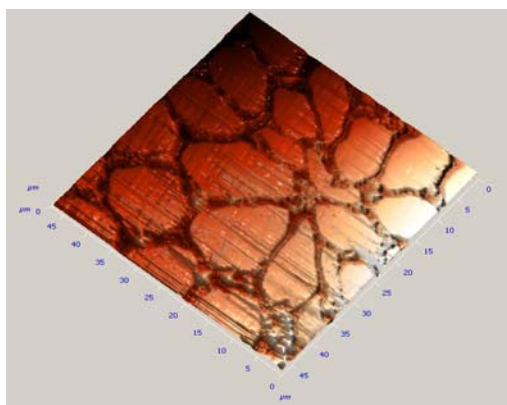


Рис.1. Топография обрыва проводника в 3D-изображении.

В результате интенсивной пластической деформации медь в сердечнике приобрела структурную неоднородность и находится в наноструктурном состоянии. Топография поперечного сечения в месте обрыва проводника показала, что волокно Nb–Ti «расщепилось» на несколько мелких областей, в результате чего близлежащие волокна стянулись в одну зону локализации деформации (рис.1).

Результаты РЭМ показали, что в целом картина распределения элементов идентична области без разрыва, за исключением волокон Nb–Ti. Проведенный анализ состава волокон позволил выявить неравномерный характер изменения элементов Ti и Nb на отрезке, проходящем через границы волокно-матрица-волокно и предположить, что обрыв сверхпроводника возникает именно в этих областях.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 11-08-00237-а.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА BT1-0, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ *abc*-ПРЕССОВАНИЯ

Шляхова Г.В., Данилов В.И., Ерошенко А.В., Шаркеев Ю.П.

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

Структурные исследования сплава BT1-0, полученного методом многократной осадки в пресс-форме, проводили методом электронной микроскопии на микроскопе ЭМ-125. Деформационное поведение ультрамелкозернистого титана изучали в процессе одноосного статического растяжения на жесткой испытательной машине Instron 1185. Для анализа формирующегося при деформировании рельефа на мезоскопическом уровне использовали растровый электронный микроскоп SEM-515 и атомно-силовой микроскоп Solver PH47-PRO.

Установлено, что способ осадки с трехкратным изменением оси деформирования в пресс-форме с последующей прокаткой позволяет реализовать в технически чистом титане BT1-0 ультрамелкозернистое состояние со средними размерами структурных элементов ≤ 200 нм [1]. Процесс деформирования материала в ультрамелкозернистом состоянии при комнатной температуре на мезоскопическом уровне происходит путем формирования мезоплос-складок [2], ориентированных вдоль плоскостей действия максимальных сдвиговых напряжений. Размеры складок на порядок превосходят характерный размер структурных элементов.

Показано, что разрушение материала происходит вязко с формированием в образце шейки. В области шейки происходит возрастание плотности складок и их размеров, так что складки можно считать зародышами разрушения. Поверхность разрушения имеет «чашечно-ямочное» строение. Размеры «ямок» в 3...5 раз превосходят размеры структурных элементов, однако границы их совпадают с границами зерен и субзерен.

Отмечено, что характерный размер зеренно-субзеренной структуры материала в шейке разрушения существенно не меняется по сравнению с исходным, оставаясь ультрамелкозернистым, однако значительная часть элементов структуры оказывается вытянутой вдоль оси нагружения.

Сравнение результатов просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах и результатов исследования топографии поверхности этих фольг методом атомно-силовой микроскопии показывает хорошее взаимное соответствие. Это позволяет предложить для оценки формы и размеров структурных элементов ультрамелкозернистых и наноразмерных материалов вместо трудоемкой электронной просвечивающей микроскопии более простой метод атомно-силовой микроскопии.

Список литературы

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В. и др. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного субмикроструктурного титана // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009. – № 9/2. – С 48-52.
2. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. Структура и свойства объемного ультрамелкозернистого титана полученного *abc*-прессованием и прокаткой // Перспективные материалы. – 2009. – Спец. выпуск. – № 7 – С. 107-112.

СЛАБОУСТОЙЧИВЫЕ ПРЕДПЕРЕХОДНЫЕ СОСТОЯНИЯ, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК–БЕСПОРЯДОК И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В2-А1 В СПЛАВАХ Cu–40 ат.%Pd

Кулагина В.В.*, Клопотов А.А.***, Потекаев А.И.*, Тайлашев А.А.**

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,

potekaev@spti.tsu.ru

** Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, klopotova@sibmail.com

Для понимания физики слабоустойчивых состояний необходимы экспериментальные *in situ* исследования, причем удобным объектом являются сплавы на основе Cu–Pd. [1–4]. На них получены экспериментальные данные различными методами: электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и исследованием физических свойств [1–4]. При этом остаются неясными особенности структурных изменений в области фазовых переходов.

Для исследования были выплавлены сплавы Cu–39 ат.%Pd из электролитической меди и палладия чистотой 99.99% в атмосфере аргона. Структурные исследования предварительно продеформированных прокаткой сплавов проводили в высокотемпературной камере ГПВТ-1500 на дифрактометре ДРОН-3.

В сплавах на основе CuPd в области 40 ат.%Pd при понижении температуры при $\sim 600^\circ\text{C}$ наблюдается фазовый переход (ФП) порядок-беспорядок (П-Б), который сопровождается структурным превращением В2-А1 (упорядоченная ОЦК–разупорядоченная ГЦК). Установлено, что при деформационном воздействии при комнатной температуре в сплавах CuPd с В2 структурой происходит ФП В2→А1. Это свидетельствует о стабильности дефектной фазы А1 и нестабильности дефектной фазы В2 при низких температурах, причем обусловлено природой слабоустойчивых состояний и существованием стабильных и метастабильных фаз в низкотемпературной области, когда термоактивируемые процессы практически не оказывают влияния на изменение структурно-фазового состояния. По интегральной интенсивности брэгговских рефлексов в зависимости от степени деформации прокаткой были рассчитаны среднеквадратичные смещения атомов. Установлено, что в дефектной разупорядоченной фазе с ГЦК решеткой, возникшей в результате деформации, величина среднеквадратичных смещений более чем в два раза превышает значения в исходной недеформированной фазе со структурой В2. Судя по величине среднеквадратичных смещений атомов разупорядоченная дефектная фаза со структурой А1 в низкотемпературной области менее стабильна, чем исходная упорядоченная со структурой В2. Однако в упорядоченной фазе в результате деформации происходит сильное измельчение блочной структуры и разрушение атомного дальнего порядка. Это, вероятно, понижает ее стабильность и приводит к деформационному фазовому переходу В2-А1. Это согласуется с тем, что разупорядоченной фазы на основе ОЦК решетки в исследуемых сплавах не обнаружено.

1. Козлов Э.В., Клопотов А.А., Тайлашев А.С., Леготина Н.Д. // Мартенситные превращения. -Киев: 1978. - С.51-53.
2. Клопотова А. А., Тайлашева А.С., Потекаев А.И. и др.//Изв.вуз.Физика.-1997.- №3. - с.93-102
3. Клопотов А.А., Потекаев А.И., Кулагина В.В.//Изв.вуз. Физика.-2011. №9. С. 59-69.
4. Волков А.Ю. //ФММ. -2006.-. № 5.- с. 571-577.

СИНТЕЗ ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОЛИАЛЮМОСИЛИКАТОВ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ МЕТОДОМ

Иванов А.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия, alexchemtsu@rambler.ru*

Свойства полученных золь-гель методом керамических покрытий во многом зависят от способов и условий приготовления растворов золей, из которых их формируют. Научная разработка управляемого синтеза собственно в процессе формирования и модификации свойств покрытий определяет всю стратегию формирования керамических покрытий, ибо на стадии синтеза закладываются фазовые, структурные и другие особенности, обуславливающие физические, механические, химические и эксплуатационные свойства покрытий.

Целью работы является синтез наноструктурированных полиалюмосиликатных гель-прекурсоров для формирования полифункциональных керамических покрытий с заданными свойствами.

Формирование гомогенной микроструктуры покрытий осуществляли в две стадии: получение прекурсоров в качестве исходных соединений, затем их превращение методами, позволяющими получить нано структурные единицы фазы заданной стехиометрии. Формирование покрытий достигали золь-гель методом, который включает процесс трехмерной поликонденсации гель-прекурсора посредством сшивания металлооксополимерных молекул в растворах.

Синтез гель-прекурсоров. В качестве исходных реагентов для синтеза гель-прекурсоров (полиалюмосиликаты различного состава) выбраны кремниевые кислоты. Синтез проводили в 3 стадии:

- I стадия: растворение кремниевых кислот при $\text{pH} > 7$;
- II стадия: гидролиз нитрата алюминия;
- III стадия: поликонденсация с образованием гель-прекурсора из олигокремниевых кислот и $\text{O}_3\text{N-Al(OH)}_2$.

На начальном этапе перехода золя в гель на третьей стадии сначала вводили мономерные порошки-прекурсоры методом ультразвукового диспергирования, затем синтез завершали собственно при формировании покрытия.

Мономерные нано порошки-прекурсоры получали методом допирования с использованием регулируемого химического осаждения, позволяющего получать порошки с максимальными выходами. В качестве исходного реагента использовали $\text{Al(NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$. Для обеспечения максимальной полноты осаждения компонентов и высокой степени гомогенности осадков применили метод обратного осаждения.

Создание гель-композита и формирование керамического покрытия. Инклюзия наноразмерных мономерных порошков-прекурсоров происходила путем проникновения их частиц в дендритные пустоты гель-прекурсора. Молекулы мономерного порошка-прекурсора, внедряясь в дендритные надмолекулярные структуры, увеличивают межслоевые расстояния, взаимодействие между слоями ослабевает, и под действием тепловых колебаний становится возможным диспергирование нано частиц.

Таким образом, нам удалось получить полифункциональное покрытие на основе композиционного наноструктурированного материала, состоящего из гель-прекурсора и равномерно распределенного в нем мономерного порошка-прекурсора.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА И ИЗДЕЛИЯ ИЗ НИХ

Мирошниченко С.В., Сынков В.Г.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины,
Донецк, Украина
svmiro@ukr.net*

Материалы и изделия, созданные на основе металлических микро волокон являются одним из перспективных и наиболее успешных направлений использования нанотехнологий в современном промышленном производстве [1]. В производстве конструкций повышенной прочности для промышленного и гражданского строительства, взлетно-посадочных полос аэропортов, композиционных и пористых проницаемых материалов для авиации и космонавтики, регенерируемых фильтровальных материалов для химической, пищевой и фармацевтической промышленности эти компоненты находят широкое применение. В горном производстве проведены широкие опытно-промышленные и шахтные испытания средств индивидуальной защиты, содержащих металловолоконные материалы. Широкие возможности применения эти материалы могут найти в фильтроэлементах тонкой очистки шахтных респираторов, спецодежде, фильтрах защиты от пыли и электрических разрядов средств горной автоматики и телемеханики, в системах теплообменников, тепловых аккумуляторах, аэраторах, узлах трения машин и механизмов, при очистке сточных вод [2–4].

Наибольшее применение находят волокна из хромоникелевых сталей и сплавов $\varnothing 8\text{--}12$ мкм. Высокая прочность, пластичность и коррозионная стойкость этих материалов общеизвестны. Проволочную заготовку $\varnothing 0,1\text{--}0,2$ мм перематывали с катушек в бухты требуемых размеров, резали на мерные длины, наносили разделительную композицию и размещали в стаканы из меди, в которых пакет отрезков проволоки подвергался уплотнению путем редуцирования и последующей гидроэкструзии в несколько переходов до получения прутков $\varnothing 5\text{--}12$ мм. После этого медный стакан удаляли механическим путем и производили контроль качества и размеров отдельных проволочных элементов (волокон). При необходимости получения волокон меньшего диаметра восстанавливали разделительную композицию, собирали новый пакет в медном стакане $\varnothing 25\text{--}50$ мм и весь технологический цикл повторяли.

1. Нанотехнология в ближайшем десятилетии. Прогноз направлений исследований / Под ред. М.К. Роко, Р.С. Уильямса и П. Аливисатоса / Пер. с англ. А.В. Хачояна / Под ред. Р.А. Андриевского. – Москва: Мир, 2002. – 292с.
2. Косторнов А.Г. Проницаемые металлические волоконные материалы. – Киев: Техника, 1983. – 128 с.
3. Сынков В.Г. Регенерируемые фильтроэлементы шахтных респираторов на основе спеченных металлических микроволокон // Физико-технические проблемы горного производства. Сб. Научн. тр. Под ред. А.Д. Алексеева. – Донецк. – ИФГП НАНУ, 2004. – Вып.7. – С.204-207.
4. Дорошев В.Д., Сынков В.Г., Транковская Л.Д. Пути реализации современных требований к износостойкой и взрывобезопасной спецодежде шахтеров // Физико-технические проблемы горного производства. Сб. научн. тр. Под ред. А.Д. Алексеева. – Донецк. – ИФГП НАНУ, 2003.-Вып.6. – С.138-145.

ЭЛЕКТРОННЫЙ ЛУЧ В ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ CuCr30 КОНТАКТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дураков В.Г.¹, Гнюсов С.Ф.², Дампилон Б.В.^{1,2}, Дехонова С.З.¹

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

² *Томский политехнический университет, Томск, Россия*

electron@ispms.tsc.ru

Меднохромовые композиты широко используются в качестве контактного материала вакуумных выключателей в классе среднего напряжения. Многочисленные исследования показали, что улучшение технических характеристик выключателей может быть достигнуто путем уменьшения размера зерна хромовой составляющей. Измельчение размера зерна хрома до наноструктурного уровня позволяет повысить пробивное напряжение и уменьшить ток среза, что положительно сказывается на отключающей способности вакуумных выключателей. Применяемые в настоящее время неравновесные методы получения нанокристаллического контактного материала, такие как спинингование или механическое легирование показывают прекрасные результаты по отключающей способности на экспериментальных образцах, но они пока ещё далеки от широкого коммерческого использования. Контакты, изготовленные методом индукционного плавления композита в вакууме, не содержат недостатков спеченных композитов, связанных с плохой межфазной связью на границе раздела между хромовыми частицами и медной матрицей. В то же время они обладают достаточно грубой структурой, обусловленной низкой скоростью кристаллизации слитка. Желаемого результата можно добиться путем уменьшения ванны расплава и увеличения скорости кристаллизации при охлаждении в массу заготовки. Определенными преимуществами обладает метод электронно-лучевой наплавки, который позволяет формировать контактный меднохромовый сплав на поверхности медной подложки. В результате вакуумного плавления меднохромовой смеси происходит рафинирование контактного материала, а быстрая кристаллизация небольшой ванны расплава способствует диспергации хромовой составляющей. Параметры микроструктуры зависят от скорости кристаллизации ванны расплава, которая определяется технологическими параметрами процесса электронно-лучевой наплавки. В процессе электронно-лучевой наплавки образуется твердый раствор на основе хрома, содержащий 2,5–4,5 % ат. меди и твердый раствор на основе меди, содержащий 3–5 % ат. хрома. В результате наплавки в покрытии формируется микроструктура с бимодальным распределением по размерам частиц хрома в медной матрице, состоящая из первичных дендритообразных выделений хрома и вторичного хрома, выделившегося как по границам, так и внутри зерен матрицы с размерами 2–5 мкм и 0,2–0,5 мкм соответственно. Процесс вторичного выделения начинается при кристаллизации ванны расплава и продолжается при старении наплавленного покрытия.

Используя неравновесный метод электронно-лучевой наплавки в сочетании с термической обработкой, удастся сформировать стабильную мелкозернистую микроструктуру наплавленного меднохромового композита, обладающего более высокой отключающей способностью по сравнению с контактами, произведенными по общепринятой технологии порошковой металлургии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований грант 11-08-00089-а.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti–6Al–4V

¹Грабовецкая Г. П., ²Степанова Е. Н., ¹Мишин И.П., ¹Забудченко О.В.

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, grabg@ispms.tsc.ru

Изучено развитие деформационных процессов в субмикрокристаллическом ($d_{\text{ср}} \sim 0,3$ мкм) легированном водородом (0,002–0,24 мас.%) сплаве Ti–6Al–4V в условиях растяжения и ползучести в интервале температур 293–973 К.

Установлено, что механические свойства исследуемого сплава зависят от концентрации и состояния водорода в сплаве. При комнатной температуре сплав, содержащий водород в основном в твердом растворе, имеет предел текучести ниже, а предел прочности и величину деформации до разрушения выше, чем сплав, содержащий выделения гидридов. При повышенных температурах, где водород в сплаве присутствует только в твердом растворе, пределы прочности и текучести увеличиваются, а величина деформации до разрушения уменьшается с ростом концентрации водорода в сплаве.

При всех исследованных концентрациях водорода субмикрокристаллический сплав Ti–6Al–4V в той или иной степени проявляет склонность к локализации пластической деформации на различных структурных уровнях. На макроуровне локализация пластической деформации реализуется либо в виде шейки, либо в виде двух макрополос локализованной деформации шириной до 500 мкм. На мезоуровне характер проявления локализации деформации определяется состоянием водорода в сплаве. При комнатной температуре на поверхности рабочей части образцов субмикрокристаллического сплава Ti–6Al–4V, содержащего 0,002 % водорода, образуются отдельные мезополосы локализованной деформации шириной 10–20 мкм. Характерной особенностью деформации образцов, содержащих выделения гидридов, является развитие трещин, периодически расположенных на поверхности рабочей части образца, что является одной из форм проявления локализации пластической деформации. В то же время на поверхности образцов, содержащих водород в основном в твердом растворе, полосы локализованной деформации и трещины отсутствуют. На поверхности наблюдаются лишь цепочки пор вдоль направлений касательных напряжений. С повышением температуры испытания склонность сплава к трещинообразованию и рельефность мезополос на его поверхности снижаются.

Показано, что на развитие локализации пластической деформации в легированном водородом субмикрокристаллическом сплаве Ti–6Al–4V оказывают влияние два фактора: активация водородом дислокационного механизма деформации и способность водорода концентрироваться в наиболее напряженных участках образца. Первый фактор, приводящий к повышению устойчивости сплава к локализации пластической деформации, оказывает наибольшее влияние на развитие деформации в сплаве при комнатной температуре, второй, способствующий локализации деформации, – при повышенных температурах, когда диффузионная подвижность водорода существенно возрастает.

ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Первухина О.Л., Денисов И.В., Шишкин Т.А.

ИСМАН, Черноголовка, Россия
opervukhina@mail.ru

Производство крупногабаритного биметалла сталь+титан методом сварки взрывом осуществляется на открытых площадках (полигонах), где температура воздуха зимой нередко опускается до -20°C . Производственные опыты показали, что при отрицательных температурах воздуха поведение титана в процессе сварки взрывом изменяется. На конечных зонах плакирования могут появляться вырывы, сколы, потяги. Известно, что титан не имеет порога хладноломкости, а при сварке взрывом аустенитных и ферритных сталей в этих же условиях подобные эффекты не наблюдаются. В связи с этим была поставлена задача: исследовать причины аномального поведения титана в условиях высокоскоростных деформаций и отрицательных температур.

При соударении в режиме сварки взрывом в сварочном зазоре впереди точки контакта образуется ударно-сжатый газ, создаются высокие температуры и давление, происходят сложные физико-химические процессы, прямое наблюдение за которыми затруднено из-за наличия воздушной ударной волны и продуктов детонации. В этом случае основная роль в исследовании процессов, происходящих в сварочном зазоре, отводится косвенным методам. Методика настоящих исследований предусматривала определение остаточных деформаций методом реперных меток, наносимых на боковую поверхность основного листа и поверхность свариваемого листа титана. Были исследованы структура и свойства в зонах, прилегающих к местам обрывов титана.

Выявлено, что деформация удлинения плакирующего листа из титана начинается при температуре -5°C и наблюдается только на конечных участках сварки. При температуре -15°C удлинение достигает максимальных величины 40 мм. При увеличении температуры до $+15^{\circ}\text{C}$ деформация плакирующего листа равна нулю. В структуре титана в зоне вырывов при минусовой температуре наблюдается большое количество двойников и полос адиабатического сдвига, переходящих в трещины, имеющих разную направленность и создающих пересечения в виде сетки из полос и трещин.

Установлено, что причиной разрушения титана в краевых зонах при отрицательных температурах в процессе сварки взрывом является наличие интенсивной пластической деформации удлинения и истощение титаном запаса пластичности.

Экспериментально показано, что зона интенсивной пластической деформации в краевых зонах в титане соответствует результатам расчета протяженности зоны ударно-сжатого газа в сварочном зазоре (200–250 мм)

Исследования позволили предложить следующий механизм деформации и разрушения титана на конечных участках для параллельной схемы сварки взрывом. В сварочном зазоре впереди точки контакта движется поршень из ударно-сжатого газа нагретого до температур порядка 3000°C и давления 5–7 МПа. При подходе к конечным участкам сварки в сварочном зазоре, вследствие резкого сброса газа в атмосферу, изменяются условия формирования поршня. Это приводит к разрушению поршня, резкому спаду давления и температуры, что и обуславливает появление дефектов в биметалле сталь+титан.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 01417, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Медведев А.Е.¹, Бобрук Е.В.¹, Трифоненков Л.П.², Мурашкин М.Ю.¹

¹ Уфимский государственных авиационных технический университет,
Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия
² ООО «РУСАЛ ИТЦ», Красноярск, Россия

Токопроводящие жилы летательных аппаратов составляют значительную долю их веса. В этой связи вместо медных проводников в качестве легких проводниковых материалов в авиации часто используют алюминиевый сплав 01417, содержащий добавки редкоземельных металлов [1].

Как правило, диаметр проволоки из сплава 01417, используемой в токопроводящих жилах, составляет 0.26–0.48 мм [1]. Для улучшения весовых характеристик проводников в настоящее время рассматривается вопрос о производстве из сплава 01417 проволоки диаметром до 0.10 мм. Однако для его решения необходимо повысить технологическую пластичность материала, которая не высока из-за наличия в структуре крупных эвтектических соединений Al_4Mn , образующихся в процессе кристаллизации [2].

В данной работе представлены результаты исследований возможности измельчения соединений Al_4Mn , а также повышения механических и электрических свойств сплава 01417 за счет его обработки интенсивной пластической деформацией. В качестве объекта исследования был выбран алюминиевый сплав 01417, полученный литьем в электромагнитный кристаллизатор, применение которого позволяет повысить равномерность и дисперсность эвтектической составляющей в объеме слитка [2]. В исходном состоянии структура слитка представляла собой области алюминиевой матрицы, окруженные эвтектикой Al_4Mn , в состав которой входил La и Ce.

Исходные образцы сплава были подвергнуты интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при комнатной температуре. После деформации образцы были подвергнуты отжигу при температуре 250°C в течение 400 часов (данная температура является эксплуатационной для материала исследования) и отжигу при 400°C, 1 час, эквивалентному отжигу при температуре 310°C в течение 400 часов [3].

Было установлено, что после ИПДК литая структура сплава 01417 трансформируется в ультрамелкозернистую (УМЗ) с размером зерна, близким к нанометрическому (~ 100 нм). Обнаружено, что измельчение зеренной структуры сопровождается сильным диспергированием эвтектики - средний размер соединения Al_4Mn после ИПДК составил 28 нм.

В работе также представлены результаты исследований механических и электрических свойств УМЗ образцов сплава. Проанализирована природа изменений определенных характеристик в зависимости от особенностей структуры материала.

1. Матвеев Ю.А., Гаврилова В.П., Баранов В.В. // Кабели и провода, №5, 300, (2006) С. 22-23;
2. Д.К. Фигуровский, М.В. Петрухин, Е.В. Романова // Материалы VII Международной научно-технической конференции INTERMATIC, Часть 2, 27 – 11 декабря 2009 г, Москва, С.189-193;
3. IEC 62004:2007 Thermal-resistant aluminium alloy wire for overhead line conductor.

ВЛИЯНИЕ ВНЕВАКУУМНОЙ НАПЛАВКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Гнюсов С.Ф., Голковский М.Г.

Томский политехнический университет, Томск
Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск
gnusov@rambler.ru

В последние годы огромный интерес вызывает применение методов нанесения покрытий с использованием концентрированных источников энергии. Эффективным источником с высокой объемной и поверхностной плотностью энергии является поток высокоэнергетичных электронов выведенных в атмосферу. Работ по исследованию структуры и свойств покрытий на основе быстрорежущей стали выполненных многослойной электронно-лучевой наплавкой на открытом воздухе не проводилось.

В качестве наплавочного материала использовали сталь Р6М5 и смесь порошков сталь Р6М5 + WC (20 и 30 вес. %). В качестве флюса в смесь порошков добавлялся MgF_2 в количестве 20%. Наплавку проводили на пластины размером $100 \times 50 \times 9,5$ мм, изготовленные из стали 30. Число повторов обработки электронным пучком с насыпкой новых слоёв порошка варьировалось от 1 до 3.

Установлено, что в процессе первой и второй обработки электронным пучком происходит подплавление основного металла на общую глубину 1500 мкм. Дальнейшее увеличение числа проходов не ведет к подплавлению подложки.

Обнаружено, что при числе обработок электронным пучком больше одной в материале покрытия «сталь Р6М5+30% WC» формируются трещины, общая протяженность которых уменьшается с числом обработок. В покрытиях «сталь Р6М5+20% WC» независимо от числа обработок электронным пучком трещин не наблюдается. Пористость всех покрытий не превышает (0,5...1) %.

Структура покрытий имеет дендритное строение. Длина дендритов уменьшается с увеличением числа проходов. Упрочненный слой состоит из древовидных дендритов (первичный карбид M_6C), карбидов Cr_7C_3 , VC и матрицы, находящийся в аустенитно-мартенситном состоянии. Количество аустенита для покрытий «сталь Р6М5+ 20% WC» может достигать ~80% от общего объема матрицы. На однородность формирующейся структуры указывает равномерное распределение микротвердости по толщине покрытия.

В случае использования стали Р6М5 при двух обработках электронным пучком внутри материала покрытия формируются трещины, часто выходящие на поверхность раздела или наружную поверхность. После трех обработок данные трещины не обнаруживаются, однако формируются отдельные крупные поры, от поверхности которых распространяются трещины нормально к оси электронного пучка.

Структура покрытия имеет дендритное строение. Длина дендритов уменьшается с увеличением числа обработок. Упрочненный слой состоит из древовидных эвтектических карбидов M_6C , равноосных дисперсных карбидов VC ($d = 0,5-1$ мкм) и матрицы, находящийся в аустенитно-мартенситном состоянии. Количество остаточного аустенита после трех обработок электронным пучком не превышает 25% от общего объема матрицы.

На однородность формирующейся структуры указывает равномерное распределение микротвердости по толщине покрытия, которая с увеличением числа обработок электронным пучком растет с ~7000 МПа до ~9000 МПа.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ И ЕЕ СВЯЗЬ С МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МАТЕРИАЛА

Зариковская Н.В., Зуев Л.Б.*

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

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

Как следует из полученных в ходе проведения экспериментов данных, автоволновые характеристики локализованного пластического течения зависят от размера зерна в поликристалле алюминия. В ходе работы был проведен анализ полученных результатов и сделано предположение по поводу возможной природы такой связи.

Одной из важнейших закономерностей развития локализованного пластического течения, является существование упругопластического инварианта, связывающего упругие и пластические характеристики деформируемой среды соотношением $\lambda V_{aw} = \frac{1}{2} \chi V_t$, где χ – межплоскостное расстояние в исследуемом материале, а V_t – скорость распространения поперечных ультразвуковых волн в нем. Количественный анализ справедливости этого соотношения в случае поликристаллического алюминия проведем ниже, а здесь попытаемся углубить представления о зависимости $\lambda(\delta)$, первоначально полученной в форме логистической функции

$\lambda(\delta) = \lambda_0 + \frac{\lambda^*}{1 + C \cdot \exp(-a_1 \delta)}$, где λ_0 , $\lambda^* = a_1/a_2$, a_1 и a_2 – эмпирические константы,

а $C \approx 2,25$ – постоянная интегрирования. При $\delta \approx 0,1-0,2$ мм функция содержит точку перегиба, соответствующую условию $d^2 \lambda / d\delta^2 = 0$. Характер зависимости $\lambda(\delta)$ при $\delta \approx 0,25$ мм меняется скачком. Помимо этого, было получено, что в этой же области, также скачкообразно изменяется такая характеристика твердого тела, как скорость распространения ультразвука, измеренная методом автоциркуляции ультразвуковых волн. В настоящей работе удалось установить, что при переходе в диапазон $\delta < 0,1-0,2$ мм величина V_s резко падает, а зависимость $V_s(\delta) \sim -\delta^{-1/2}$ скачком превращается в $V_s \approx const$. В [1] было показано, что скорость распространения автоволн локализованной пластичности связана со скоростью распространения упругих (ультразвуковых) волн в исследуемом материале. Полученные данные качественно подтверждают гипотезу о том, что скорости распространения автоволн и ультразвуковых волн меняются скачком при переходе через граничное значение размера зерна в поликристаллах алюминия $\approx 0,1$ мм.

В ходе многочисленных экспериментов установлено, что в деформируемых поликристаллах алюминия чистотой 99,85 wt.% установлено существование граничного значения размера зерна 0.15–0.25 мм, которому соответствует скачкообразное изменение механических характеристик и параметров автоволн локализованного пластического течения. При граничном значении размера зерна в поликристаллическом алюминии скачкообразно меняются коэффициенты соотношения

Холла-Петча, временное сопротивление, скорость распространения автоволн локализованной пластичности, характер кривой пластического течения, зависимость длины автоволны от размера зерна, а также скорость распространения ультразвука. Можно полагать, что это граничное значение определяется изменением состояния границ зерен в поликристаллах алюминия при их обогащении примесями в процессе рекристаллизационного отжига.

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ НАПЛАВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ ПОКРЫТИЙ С АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ МАТРИЦЕЙ

Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

**Томский политехнический университет, Томск, Россия*

natnark@list.ru

Наряду с требованиями, предъявляемыми к покрытиям в соответствии с условиями эксплуатации по коррозионной стойкости, износостойкости и т. д. большое значение имеют механические свойства композиции «основной металл-покрытие», в том числе характеристики пластичности.

Износостойкие покрытия получали многослойной электронно-лучевой наплавкой порошка азотистой стали 60X24AG16 и с добавлением азотированного феррованадия в количестве 5 и 10% по массе на предварительно термообработанные пластины из стали 65Г.

В результате проведения испытаний на изгиб образцов с наплавленными покрытиями были получены данные о таких силовых характеристиках, как $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{изг}$, коэффициент деформационного упрочнения θ . Помимо этого в работе определена зависимость угла загиба до разрушения и стрелы прогиба от количества наполнителя, вводимого в наплавочный порошок, исследован деформационный рельеф в зоне максимальной концентрации напряжений и характер разрушения биметаллической композиции.

Кривая σ – ϵ при сосредоточенном изгибе образцов с азотистыми покрытиями уже на стадии микропластической деформации имеет прерывистый вид, характерный для материалов, деформирующихся по механизму двойникования.

Дисперсионнотвердеющие дисперсноупрочненные покрытия, упрочненные мультиразмерными частицами V(C,N) лучше сопротивляются пластической деформации, имеют более высокие значения $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,2}$. При этом каждый процент добавленного в наплавочный порошок азотированного феррованадия дает повышение коэффициента деформационного упрочнения на 30–35 МПа. Запас прочности ($\sigma_{изг}/\sigma_{0,2}$) равен 1,35–1,45. Достаточно высокий уровень прочностных свойств азотистых покрытий сочетается с удовлетворительной пластичностью. Максимальный угол загиба до разрушения $4,5^0$ наблюдается у покрытий, наплавленных порошком азотистой стали 60X24AG16, и уменьшается до 2 – $2,5^0$ в дисперсноупрочненных. Покрытия пластически деформируются при сохранении сплошности вплоть до появления магистральной трещины в зоне максимальной концентрации напряжений. Отслаивания покрытия с образованием трещин вдоль границы, разделяющей покрытие и основу, не произошло ни в одном случае, что свидетельствует о высокой адгезионной прочности. Исследования деформационного рельефа коррелируют с данными измерения угла загиба и стрелы прогиба до разрушения. Наиболее развит

деформационный рельеф в образцах с менее прочными покрытиями, наплавленными порошком азотистой стали без наполнителя, однако он присутствует и в дисперсноупрочненных покрытиях, хотя выражен значительно слабее.

Азотистые покрытия обладают комплексом высоких механических свойств, повышающихся с добавлением в наплавочный порошок азотированного феррованадия, и достигают при испытаниях на изгиб $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_{изг} = 1600$ МПа при удовлетворительной пластичности (угол загиба до разрушения $\alpha = 2-2,5^\circ$).

ОСОБЕННОСТИ ТРИБОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЙ В СРАВНЕНИИ СО СТАЛЯМИ 110Г13 И X18Н10 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ НАГРУЗКИ

Тагильцева Д.Н., Наркевич Н.А.*

Томский политехнический университет, Томск, Россия

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
natnark@list.ru

Абразивная износостойкость аустенитных сталей и покрытий определяется их способностью наклепываться за счет структурно-фазовых превращений в процессе изнашивания и зависит от скорости и величины деформации рабочего поверхностного слоя.

При испытаниях материалов с аустенитной структурой по схеме шарик ВК6 – диск были получены данные о зависимости интенсивности изнашивания, коэффициента трения, фрикционного упрочнения, модуля упругости рабочего слоя от величины нагрузки. Помимо этого, в работе исследованы корреляция шероховатости, величины пластического оттеснения и износостойкости, а также топография поверхности трения.

Износостойкость покрытия, наплавленного порошком стали 60X24AГ16, в интервале нагрузок на контртело 1-5 Н уступает износостойкости стали 110Г13, а с нагрузкой больше 5Н превосходит, при существенном снижении коэффициента трения от 0,6 до 0,4. Такой характер изменения зависимости коэффициента трения в исследуемом диапазоне нагрузок в других материалах с аустенитной структурой: сталях 110Г13, X18Н10 не наблюдается. В азотистых композиционных покрытиях, содержащих в структуре мультиразмерные частицы V(C,N), в диапазоне нагрузок 1–10 Н коэффициент трения снижается от 0,72 до 0,62.

Существенные отличия свойств поверхностного рабочего слоя материалов с аустенитной структурой замечены при наноиндентировании. Твердость и модуль упругости, измеренные в дорожках трения сталей 110Г13 и X18Н10, при увеличении нагрузки изменяются немонотонно. До определенной нагрузки они растут, затем происходит резкое снижение. Рабочий слой материала покрытия с аустенитной структурой, легированной азотом, во всем диапазоне исследованных нагрузок непрерывно упрочняется, что обеспечивает высокое сопротивление изнашиванию.

Наиболее стабильную аустенитную структуру имеет сталь X18Н10 и самую низкую износостойкость. Высокое фрикционное упрочнение поверхностного слоя стали 110Г13 в процессе трения связано главным образом с интенсивным двойникованием, деформационным старением и образованием мартенсита деформации. Уменьшение фрикционного упрочнения стали Гадфильда при больших нагрузках обусловлено, вероятно, сменой механизма деформации от двойникования к скольжению при повышении температуры в зоне контакта трущихся поверхностей.

Покрyтия, полученные электронно-лучевой наплавкой порошка азотистой стали 60X24AГ16, при высоких нагрузках имеют самые низкие скорость изнашивания и коэффициент трения и высокую эффективную твердость. Азотистый аустенит, в отличие от марганцевого и хромоникелевого, при увеличении нагрузки и повышении температуры в зоне контакта не разупрочняется. Высокопрочное состояние рабочего поверхностного слоя достигается превращением метастабильного аустенита в α -мартенсит и ε -мартенсит деформации.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИИ 60X24AГ16 – 65Г

Наркевич Н.А., Деревягина Л.С., Гордиенко А.И.

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

Для оценки эффективности применения того или иного покрытия в композиции типа покрытие-основа, необходимо комплексное, всестороннее изучение её свойств и характера разрушения при разных схемах нагружения. Помимо учета исходных физико-механических свойств покрытия важно оценить влияние физических процессов, протекающих в контакте материалов в период нанесения покрытия, изменяющих свойства как основы, так и покрытия.

Цель настоящего исследования – анализ роли структурных особенностей, физико-механических свойств покрытия, а также влияния эволюции деформированного состояния на характер разрушения при растяжении композиции основа (сталь марки 65Г) – покрытие (сталь марки 60X24AГ16). Данная композиция, изготовленная наплавкой покрытия методом электронно-лучевой сварки, перспективна для практического использования вследствие своих высоких механических, коррозионных и трибологических свойств [1].

Влияние технологии изготовления композиции на зеренно-фазовое состояние наплавки, наличие или отсутствие текстуры анализировали на основе результатов рентгеновских и металлографических исследований протравленных шлифов, а также методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ) на сканирующем электронном микроскопе фирмы «Carl Zeiss EVO 50» с приставкой для ДОЭ анализа NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology. Анализировали характер распределения микротвердости в композиции в направлении ортогональном к границе раздела основа–покрытие. Методом фрактографии изучали микромеханизмы и стадийность процесса разрушения при растяжении однородных образцов стали 65Г, покрытия и композиции в целом.

Было обнаружено, что фазовый состав, вдоль границы контакта наплавка–покрытие, не всегда однородный. Так, наблюдаются области с типичным для мартенсита игольчатым рельефом и микротвердостью $\sim 530 \text{ кг/см}^2$, образованные вследствие больших скоростей кристаллизации при наплавке первых слоев. Микротвердость основы вдоль границы контакта понижена по сравнению с ее основным объемом. Это связано с отпуском и частичной перекристаллизацией предварительно закаленной углеродистой малолегированной стали 65Г при высокотемпературном на неё воздействии. В наплавке наблюдаются протяженные области с крупными аустенитными зёрнами столбчатой формы, вытянутыми в направлении теплоотвода. Методом ДОЭ обнаружено, что направление роста данных зёрен

<001>, что типично для роста материалов с кубической решеткой. Данным методом установлено также, что из-за смещения составов наплавки и покрытия концентрация хрома и марганца, характерная для стали 60X24АГ16, достигается лишь на некотором (~1мм) расстоянии от межфазной границы раздела. Методом фрактографии установлено охрупчивающее влияние трещины, зародившейся в более прочном покрытии, на характер разрушения композиции в целом.

1. Наркевич Н.А., Иванова Е.А., Тагильцева Д.Н. Напряженно –деформированное состояние покрытия 60X24АГ16, полученного электронно-лучевой наплавкой, и его фрикционное упрочнение // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. №8. С.26-31.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРЫ ПО ТОЛЩИНЕ ЛИСТА СТАЛИ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К65, ИЗГОТОВЛЕННОГО СПОСОБОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Тазов М.Ф.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

maximtazoff@mail.ru

Современные тенденции развития нефте-газопроводов, связанные с реализацией крупнейших проектов, обусловили создание разработки технологии производства широкоформатного штрипса толщиной до 40 мм. Увеличение толщины стенки трубы поставило ряд вопросов, связанных с неоднородностью свойств металла по толщине листа. Понимание процессов формирования свойств по толщине листа в процессе прокатки и ускоренного охлаждения является практической задачей, непосредственно связанной с разработкой перспективных видов трубной продукции.

Выполнены исследования комплекса механических свойств по толщине листа категории прочности К65. Выявлена неоднородность комплекса механических свойств по толщине проката.

Выполнена послойная оценка микроструктуры проката. Выявлены закономерности изменения механических свойств в зависимости от типа структурных составляющих и дисперсности структуры по толщине листа.

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. Кудря А.В. роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурнонеоднородных сталей // МиТОМ.-2005.-№5-С.18-24.
3. Banerji S.K., Briant C.L. // Canad. Met. Quarterly.-1980.-Vol.18.-P.169-175.
4. Fujida M. // J. of Metals, Materials and Minerals.-2005.- Vol.15,№2.-P.45-51.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОРТОТРОПНЫХ ОРГАНОПЛАСТИКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Радченко П.А.¹, Радченко А.В.²

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
radchenko@live.ru*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, andrey-radchenko@live.ru*

Реакции изотропного и анизотропного материалов на внешнюю нагрузку имеют существенные количественные и качественные различия. Причем, если при статических нагрузках такие различия обусловлены тем, что в анизотропном материале от направления зависят такие характеристики материала как модули упругости и прочностные параметры, то при динамических нагрузках дополнительным фактором, влияющим на напряженно-деформированное состояние анизотропного материала, будет являться зависимость от направления скорости распространения волн напряжений.

Несмотря на то, что новейшие материалы с заданной направленностью свойств имеют широкое применение в качестве конструкционных, количество работ, посвященных исследованию их свойств при динамических нагрузках, крайне незначительно. Анализ поведения таких материалов проводится, как правило, с использованием инженерных методик и позволяет получить приблизительные оценки интегральных параметров для условий, допускающих понижение размерности задачи с трех (поведение анизотропных материалов, как правило, трехмерное) до двух. Подобные случаи ограничиваются осесимметричным воздействием на трансформный материал. Но такие ключевые факторы, как динамика разрушения, сравнительный анализ поведения материалов с различной симметрией свойств, эволюция волновых процессов, влияние ориентации свойств, которые могут стать определяющими при динамических процессах, остаются за рамками подобных методик.

В работе рассматриваются особенности деформирования и разрушения хрупких анизотропных материалов при ударном нагружении стальными ударниками. Исследуется влияние поворота как упругих, так и прочностных свойств органоэластика на пробитие преград в диапазоне скоростей 50–400 м/с. Учитывается различная прочность материала на растяжение и сжатие. Исследование поведения материала при низкоскоростном взаимодействии позволяет проследить закономерности зарождения и развития разрушения в анизотропном материале.

ВЛИЯНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Радченко П.А.¹, Радченко А.В.²

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
radchenko@live.ru*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
Россия, andrey-radchenko@live.ru*

В работе исследуется влияние ударно-волнового нагружения на поведение стальной подложки с покрытием. Двухслойное покрытие производится методом сверхзвукового газопламенного напыления (метод HVOF). Первый, наружный слой представляет собой смесь 13% Со и 87% сплава WC, толщиной 250 мкм. Вто-

рой, внутренний слой состоит из сплава NiAl, толщиной 205мкм и с содержанием Ni 95%. Ударно-волновое воздействие инициируется стальной пластиной с начальной скоростью 400м/с. Для образования устойчивого покрытия порошок со средним диаметром частиц 14мкм посредством газовой струи переносится на деталь. Частицы обладают высокой кинетической энергией, которая при ударе о подложку превращается в тепловую. Моделирование нагружения проводится посредством метода конечных элементов в трехмерной постановке. Для описания поведения материалов преграды используется упругохрупкая модель с уравнением состояния, учитывающим коэффициенты ударной адиабаты. Для описания материала ударника и подложки используется уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена. Задача решалась численно, методом конечных элементов с использованием явной конечно-разностной схемы Г. Джонсона.

ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНОСТЬ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОЛОНН ПРИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Радченко П.А.¹, Гончаров М.Е.², Радченко А.В.², Плевков В.С.²

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*
radchenko@live.ru

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,*
andrey-radchenko@live.ru

Вопросы оценки прочности и деформативности железобетонных колонн и их стыков многоэтажных зданий в последнее время становятся все более актуальными. При возведении железобетонных каркасов многоэтажных жилых и гражданских зданий часто встречаются дефекты изготовления и ошибки монтажа, которые, снижая несущую способность колонн и их стыков, могут привести к отказу строительных конструкций или здания в целом. Кроме этого, динамические воздействия могут воспринимать конструкции, которые ранее не рассчитывались на динамические нагрузки, что обусловлено повышением сейсмичности для многих регионов России и, особенно для городов Западной Сибири.

В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных и численных исследований железобетонных колонн и их стыков при вертикальном кратковременном динамическом воздействии, результаты которых позволили получить новые результаты напряженно деформированного состояния и схемы разрушения.

Программа экспериментальных исследований состояла из трех серий, которые включали в себя пятнадцать образцов, выполненных в масштабе 1:4 к натурным колоннам, с варьированием наличия стыка, армирования в стыке и внешнего усиления в виде металлических элементов. Все экспериментальные образцы армировались пространственными вязаными каркасами и поперечной арматурой, в опорных зонах имелось косвенное армирование в виде сеток.

Испытания железобетонных элементов проводились в лаборатории кафедры железобетонных и каменные конструкции Томского государственного архитектурно-строительного университета. Для получения информации о поведении элементов использовалась запатентованная установка с системой измерительных приборов.

Проведенные экспериментальные исследования позволили выявить особенности напряженно – деформированного состояния железобетонных колонн и их стыков при динамическом воздействии в зависимости от выше указанных параметров.

НЕЛИНЕЙНАЯ УПРУГОСТЬ ПОРИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КАРКАСОВ

Калатур Е.С., Буякова С.П., Кульков С.Н.

*ИФПМ СО РАН, г. Томск, Россия,
kalatures@mail.ru*

В работах [1, 2] было показано, что при пористости более $\approx 20\%$ керамики при нагружении проявляют нелинейную упругость. Причиной столь необычного для высокомодульных материалов деформационного отклика являлось строение пористого каркаса, состоящего из линейных стержневых элементов, сформированных нанокристаллическими зёрнами с высокой прочностью связи на межзёрнных границах. Проявление нелинейной упругости также наблюдалось в материалах с ячеистой структурой, таких как пенополиуретаны, пенопласты.

Целью данных исследований являлся анализ деформационного поведения пористых керамик на основе ZrO_2 с ячеистой структурой, сформированной спеканием полых тонкостенных сферических частиц. Пористость образцов керамики составляла от 20 до 80 %.

Структура исследуемой керамики представляла собой ячеистый каркас, сформированный укладкой полых частиц порошка. Все деформационные диаграммы имели на восходящих ветвях обратный прогиб вниз. Нагружение образцов в режиме «нагрузка - разгрузка» показало, что на участке обратного прогиба диаграммы полностью обратимы по деформации, следовательно, деформирование образцов являлось упругим. Можно предположить, что наблюдаемое нелинейно - упругое поведение отражает процесс деформации ячеистой структуры. Основой для подобного предположения послужили имеющиеся в литературе данные о деформационном поведении материалов с ячеистой структурой стержневого типа, таких как пенополиуретаны, пенопласты. Основываясь на модельных представлениях структурных элементов как элементов ячеистой структуры, приведенными в [3], в настоящей работе были рассчитаны критическое напряжение и соответствующая критическая деформация стержней, составляющих ячеистые структурные элементы.

Выявлено, что при увеличении количества зерен в стержне от 2 до 6 происходит уменьшение значений критического напряжения от 580 МПа до 6 МПа. При дальнейшем росте количества зерен в стержнях значения критического напряжения находились в пределах 1 - 5 МПа. Выявлено, что с ростом значений величины критической деформации возрастают и значения деформации прогиба, что свидетельствует об увеличении деформационной способности материала.

1. Кульков С.Н., Масловский В.И., Буякова С.П. Негуковское поведение пористого диоксида циркония при активной деформации сжатием // Журнал технической физики. Т.72. вып.3. 2002. с. 38-42;
2. Буякова С.П. Свойства, структура, фазовый состав и закономерности формирования пористых наносистем на основе ZrO_2 // Дис. работа на соискание ученой степени доктора технических наук, г. Томск, 2008. с.309
3. В.П. Ярцев, К.А. Андрианов // Физико-механические технологические основы применения пенополистирола при дополнительном утеплении зданий и сооружений, уч. пособие, Тамбов, Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2010. – 120 с.

ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Сафиуллин Р.В.

ИПСМ РАН, г. Уфа, Россия, dr_rvs@mail.ru

Благодаря реализации основных преимуществ сверхпластической деформации (СПД) - низкие напряжения течения и большие пластические деформации, а также качественной сварке давлением, метод сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД) обеспечивает технологический прорыв в изготовлении тонкостенных конструкций сложного профиля с высоким коэффициентом использования материала при относительно низких энергетических и капитальных затратах. Как следствие, данный метод позволяет создать технологическую основу для проектирования принципиально новых типов сварных ячеистых пустотелых конструкций, изготовление которых традиционными методами практически невозможно или нецелесообразно [1].

В работе описаны результаты многолетних исследований, проводимых в Институте проблем сверхпластичности металлов РАН по разработке технологии СПФ/СД для получения многослойных полых конструкций для авиакосмической промышленности.

Рассмотрен широкий круг вопросов по проблеме изготовления облегченных типовых элементов летательных аппаратов, таких как аэробаллистические корпуса, крыльевые узлы, вращающиеся части авиационных двигателей и т. п. Изложены результаты экспериментальных исследований природы формирования твердофазного соединения в условиях сверхпластической деформации. Описаны методики и результаты механических испытаний ячеистых конструкций на усталость, статическую прочность и на воздействие баллистического удара. Приведены результаты неразрушающего контроля качества изготовления ячеистых конструкций методом цифровой лазерно-голографической интерферометрии. Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/СД.

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. 176 с.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Сафиуллин Р.В., Мухаметрахимов М.Х., Малышева С.П., Сафиуллин А.Р.

*ИПСМ РАН, г. Уфа, Россия,
dr_rvs@mail.ru*

Одним из наиболее эффективных технологических процессов обработки листовых материалов, реализующих преимущества сверхпластичности, является сверхпластическая формовка (СПФ), а также ее сочетание со сваркой давлением (СД) [1–3]. Большинство ведущих авиакосмических фирм мира успешно применяют и развивают данную технологию для получения ответственных конструкций летательных аппаратов. Наряду с известными и существенными преимуществами

процесса СПФ/ДС по сравнению с традиционными технологиями у данного метода получения облегченных жестких пустотелых конструкций существуют и значительные ограничения и недостатки. К ним, прежде всего, относятся: 1) достаточно высокие рабочие температуры процесса; 2) относительно низкая производительность; 3) разнотолщинность получаемых изделий. Успех внедрения технологии СПФ и СПФ/ДС в производство во многом зависит от проведения систематических исследований сверхпластичных материалов, изучения их механических и технологических свойств и их поведения в условиях сверхпластической деформации. В работе проведены комплексные исследования микроструктуры, механических и технологических свойств (формуемость и свариваемость в твердом состоянии) листового титанового сплава ВТ6 производства ОАО “Корпорация ВСППО-АВИСМА” с улучшенными сверхпластическими свойствами при пониженных температурах. Показано, что данные листы могут быть успешно использованы в технологии СПФ/ДС, в условиях низкотемпературной сверхпластичности при температурах 750-800°C. С использованием данного сплава на примере трехслойной гофрированной конструкции получена модель полой лопасти.

1. Строганов Г.Б., Новиков И.И., Бойцов В.В., Пширков В.Ф. Использование сверхпластичности в обработке металлов давлением. - М.: Машиностроение, 1989. – 108с.
2. Stephen D. Designing For Superplastic Alloys // AGARD Lecture Series № 154. 7. p. 1 – 37. 1987.
3. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. 176 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА, СДВИГА И КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА

Землякова Н. В., Мишакин В. В.

*Нижегородский филиал государственного бюджетного учреждения науки
Института машиноведения имени А.А. Благоднарова Российской академии наук
Нижегород, Россия
serti2222@ya.ru*

Акустическим эхо-импульсным методом исследовалось влияние температуры отжига и времени выдержки на модули упругости сплава 1421, имеющего ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру. В работе также приведены результаты металлографических, рентгеноструктурных исследований.

На всем температурном участке нагрева сплава отмечена хорошая корреляция между уширением рентгеновской линии (422), которая характеризует микронапряжения второго рода и модулем упругости Юнга. Подобное поведение характерно для рентгеновских линий (420), (331).

На участке нагрева 20–400°C сплава 1421, прошедшего РКУП обработку, наблюдается снижение модулей E и G на 2%, которое можно объяснить уменьшением микронапряжений за счет происходящих релаксационных процессов. Исследуемый материал имеет слабую упругую анизотропию, которая не изменяется при нагреве до $\sim 400^\circ\text{C}$. Нагрев сплава $\geq 400^\circ\text{C}$ приводит к росту акустической анизотропии в 2 раза по сравнению с первоначальным значением, которое составляет $2,2 \times 10^{-3}$. Поскольку при РКУП обработке сплав проходит динамическую рекристаллизацию, то рост анизотропии связан с развитием кристаллографической тек-

стуры в результате вторичной рекристаллизации после нагрева сплава выше 400°C. Изменение модуля упругости, согласно теории Гранато-Люкке, при комнатной температуре идет пропорционально изменению плотности дислокаций. Посчитано, в интервале температур 20–400°C плотность дислокаций падает.

Вместе с тем, при ступенчатом нагреве от 20–400°C в сплаве проходят структурно-фазовые превращения: выделение когерентной фазы – δ' (Al_3Li) с переходом ее в частично когерентную S' фазу (MgLi), а затем, ближе к 400°C – в некогерентную S -фазу (Al_2MgLi). Фазовые превращения в сплаве подтверждают уменьшение параметра кристаллической решетки и немонотонное поведение микротвердости. Средний размер зерна в интервале температур 20–300°C не изменялся, оставаясь на уровне ~1 мкм. Поскольку выделение фаз проходит по границам зерен, это отражалось на поведении затухания ультразвуковых волн. На участке нагрева от 20 до 450°C методом дифференциально-сканирующей калориметрии определены границы фазовых превращений и начало процесса вторичной рекристаллизации.

На участке подъема модулей упругости при температурах 400–450°C интенсивно проходил процесс вторичной рекристаллизации. Рост модуля упругости на этом участке составил 3,6%, что можно объяснить изменением кристаллографической текстуры и активизацией фазовых превращений: растворением литиевых фаз с переходом атомов лития в твердый раствор.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi

Чуракова А.А., Гундеров Д.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, РФ
berbatovaanna@mail.ru

Сплавы Ti–Ni выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) функциональными наибольшими характеристиками, повышенной прочностью, пластичностью и хорошим комплексом эксплуатационных свойств: значительной долговечностью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т.д. Известно, что наклепать (увеличить плотность дислокаций) в крупнозернистых сплавах TiNi позволяет термоциклирование – многократное охлаждение и нагрев соответственно ниже и выше точек мартенситного превращения. В результате последовательных циклов прямого и обратного мартенситного превращения в материале накапливаются остаточные дислокации, и происходит дополнительное измельчение микроструктуры. Представляет интерес, возможно ли путем термоциклирования дополнительно наклепать микроструктуру в аморфизированных, нанокристаллических и ультрамелкозернистых состояниях.

После РКУП размер зерна составляет около 190 нм, при этом анализ микроструктуры затруднен наличием двойников мартенсита в зернах. Размер субзерен после термоциклирования и последующего отжига незначительно уменьшился и составляет около 165 нм. Таким образом, термоциклирование позволяет несколько измельчить структуру. Аналогичные исследования структуры после осадки показали, что размер субзерен составляет примерно 140 нм, последующее термоциклирование и отжики позволяют получить зеренно/субзеренную структуру с размером структурных элементов около 55 нм. Следовательно, термоциклирование позволяет измельчить структуру до нанокристаллической в сплаве $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$. Механические свойства повышаются в результате термоциклирования, наиболее высоких

значений предела прочности удается достичь комбинацией РКУП+осадка и последующее термоциклирование для сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$.

1. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: - УрО РАН, 1998, - 368 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
3. Гюнтер В.Э. Итин В.И., Монасевич Л.А. и др. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. - Новосибирск: Наука, 1992, - 742 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ИСТИННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДО РАЗРУШЕНИЯ И ИСТИННОГО НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ Ti Grade-4 ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТОДОМ РКУП- Conform

**Гундеров Д.В., Поляков А.В., Семенова И.П., Рааб Г.И., Сошникова Е.П.,
Чуракова А.А., Емалетдинова Э., Валиев Р.З.**

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

В последние годы была выполнена серия работ по получению высокопрочного наноструктурного (НС) титана методами ИПД. На основе метода равноканального углового прессования по схеме Conform (РКУП-С) с последующим волочением разработана технология получения длинномерных прутков НС титана – перспективного материала для производства медицинских имплантатов. Ранее было исследовано влияние режимов и степени деформации РКУП-С на структуру титана и такие механические свойства материала, как предел прочности, предел текучести, пластичность. В данной работе уделено дополнительное внимание влиянию формирования наноструктурного состояния на истинное напряжение разрушения титана и величину деформации до разрушения (ϵ_p), которая определяется сужением образцов при растяжении (ψ) по формуле $\epsilon_p = \ln(1/(1 - \psi/100))$.

Титан марки Grade-4 был подвергнут РКУП-С с числом проходов n от 1 до 10. С увеличением n структура образцов все более измельчается и при $n = 6$ формируется наноструктурное состояние с размером зерен/субзерен около 250 нм. С увеличением числа циклов РКУП-С до $n = 6$ почти линейно возрастает как прочность материала (с исходных 750 МПа до 1040 МПа при $n = 6$), так и истинное напряжение разрушения (с исходных 1150 МПа до 1400 МПа). С дальнейшим увеличением количества проходов n более 6 дополнительного существенного измельчения зерна и роста прочности образцов не происходит. Удлинение до разрушения (δ) образцов титана в результате двух первых проходов РКУП-С уменьшается с исходных 24 % до 13 %, но с дальнейшим увеличением числа проходов РКУП-С величина δ более не изменяется. В то же время сужение образцов и, соответственно, истинная деформация до разрушения в результате формирования наноструктурного состояния не уменьшается, а даже немного увеличивается: с $\psi = 50$ % (ϵ до разрушения – 0.7) в исходном состоянии до $\psi = 55$ % (ϵ до разрушения – 0.8) после РКУП-С с $n = 6$. После РКУП – С и последующего волочения формируется состояние с размером зерна около 150 нм, прочность достигает 1250 МПа, а истинное напряжение разрушения – 1600 МПа. При этом сужение образцов остается на уровне $\psi = 50$ %.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И., Деревягина Л.С.,
Третьяков Н.В.

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

Рассмотрена мезомеханика трещиностойкости малоразмерных образцов с нано- и ультрамелким зерном. Экспериментально исследованы малоразмерные образцы с шевронным надрезом для технического титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации. Средний размер зёрен составлял 200 нм. В образцах квадратной формы длиной 18 мм со стороной квадрата 6 мм наносили щель толщиной 0,21 мм в виде шевронного надреза. По специально разработанной методике определяли следующие характеристики процесса разрушения, необходимые для расчёта трещиностойкости испытуемого материала: модуль Юнга E , динамику раскрытия трещины μ , изменение длины трещины Δl в процессе нагружения.

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

Совокупность экспериментальных и расчётных данных позволяет определять в качестве критериев трещиностойкости удельную энергию формирования свободной поверхности трещины G и коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} (КИН).

Анализ экспериментальных данных показал, что создание УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации, обуславливая возрастание предела текучести и предела прочности материала, сопровождается снижением его трещиностойкости. Это вполне логично. Согласно мезомеханике зарождение и раскрытие трещины есть поворотная мода деформации на макромасштабном уровне. В соответствии с законом сохранения момента импульса, при этом на мезоуровне должны развиваться поворотные моды деформации обратного знака. Формирование таких поворотных мод (в виде мезовихрей) коррелирует с удельной энергией G образования свободной поверхности трещины. При создании УМЗ структуры величина G значительно снижается. Это связано с сильной термодинамической неравновесностью УМЗ материала, снижением моментных напряжений при формировании аккомодационных мезовихрей, высоким уровнем деформирующих напряжений. В работе приводятся экспериментальные данные в подтверждение развиваемой концепции мезомеханики разрушения.

РАСЧЁТ МОДУЛЯ ЮНГА МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ УПРУГОГО НАГРУЖЕНИЯ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ

Дерюгин Е.Е.

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

При испытании на вязкость разрушения (трещиностойкость) малоразмерных образцов, как правило, используют образцы с шевронным надрезом. Надрез наводят в виде узкой щели. Граница надреза задаётся в виде ломаной линии с углом α , расположенной симметрично относительно оси образца (рис. 1). Образец представляет собой конструкцию в виде двухконсольной балки.

Методами теории упругости решена задача об упругих смещениях сторон шевронного надреза в образцах под действием растягивающей силы P . Для заданных геометрических характеристик образца и шевронного надреза с использованием экспериментально измеренных смещений решение позволяет определить модуль Юнга E нагружаемого материала.

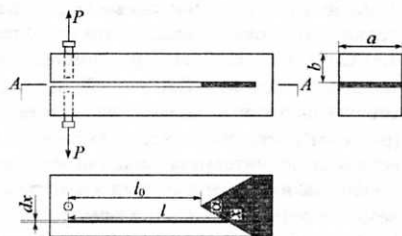


Рис. 1

Каждую половину образца можно рассматривать как прямоугольную балку, один конец которой зафиксирован, а на другой конец приложена определённая нагрузка P . При нагружении каждая половинка прогибается на определённую величину λ . Выражение для определения модуля Юнга имеет вид

$$E = \frac{4 \cdot P}{\lambda \cdot a} \cdot \left(\frac{l_0}{b} \right)^3 \cdot k_0 = \frac{4 \cdot P}{\lambda \cdot a} \cdot \left(\frac{l_0}{b} \right)^3 \cdot \left[\frac{2 + \frac{a}{l_0} \cdot \cot \frac{\alpha}{2}}{4 + \frac{a}{l_0} \cdot \cot \frac{\alpha}{2}} \right]^2 \quad (1)$$

Проведённые тестовые испытания образцов из технического титана ВТ1-0 ($a = 6$ мм, $b = 1,9$ мм, $l_0 = 8$ мм, $\alpha/2 = 30^\circ$) и расчёты по формуле (1) определили значение модуля Юнга для данного материала $E = 107,0 \pm 5$ ГПа. После интенсивной пластической деформации (ИПД) всесторонней ковкой произошло уменьшение модуля Юнга до значения $E = 98,6 \pm 4,5$ ГПа. Полученные значения E и эффект уменьшения модуля Юнга после ИПД технического титана ВТ1-0 согласуются с данными работы [1], в которой модуль Юнга измеряли на стандартных образцах методом изгибных колебаний консольной балки при частоте 50 Гц и амплитуде деформации $2 \cdot 10^{-4}$ мм.

1. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Мальшева С.П., Михайлов С.Б., Мышляев М.М. Изменение модуля упругости при отжиге субмикроструктурного титана // ФММ. – 1998. – Т. 85. № 3. – 178-181.

ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ti_2AlNb

Шагисев М.Р.^{1*}, Валиахметов О.Р.¹, Галеев Р.М.¹, Хуанг Й.², Гуо Ю.², Шен Д.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Harbin Institute of Technology, Harbin, China

* marat@imsp.da.ru

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большим интерес представляют интерметаллидные сплавы на основе орторомбической Ti_2AlNb -фазы [1]. Они превосходят традиционные титановые сплавы по жаропрочности и жаростойкости, что позволяет использовать их при температурах 550-750°C [2]. Вместе с тем, орторомбические сплавы не такие хрупкие, как интерметаллиды на основе $\gamma-TiAl$ и α_2-Ti_3Al фаз [2]. Однако, по сравнению с другими алюминидами титана, сплавы на основе Ti_2AlNb имеют больший удельный вес ($\rho > 5 \text{ г/см}^3$), что обусловлено высоким содержанием ниобия. Удельный вес орторомбических интерметаллидов может быть снижен за счет замещения части атомов ниобия такими легирующими элементами, как ванадий, вольфрам, молибден и железо, которые в 1,6-8 раз эффективнее стабилизируют β -фазу, чем ниобий [3-4]. Кроме того, добавки молибдена повышают сопротивление ползучести материала, вольфрама - прочность, а ванадия - пластичность при комнатной температуре [5]. В качестве легирующих элементов также целесообразно использовать кремний, так он способствует повышению жаропрочности материала [4]. Таким образом, снижение содержания ниобия в интерметаллиде на основе Ti_2AlNb за счет комплексного легирования должно обеспечить уменьшение удельного веса при сохранении характеристик прочности и жаропрочности.

В результате оптимизации химического состава интерметаллида на основе Ti_2AlNb был разработан новый сплав $Ti-22Al-21Nb-2V-1Mo-0,25Si$ с удельным весом $\rho = 5,0 \text{ г/см}^3$. В литом состоянии интерметаллидный сплав демонстрировал высокую прочность ($\sigma_{0,2} = 1030 \text{ МПа}$; $\sigma_B = 1150 \text{ МПа}$) и приемлемую пластичность ($\delta = 6-8\%$) при комнатной температуре.

Авторы выражают признательность Российскому фонду фундаментальных исследований за финансовую поддержку данной работы (в рамках проектов РФФИ 11-08-00404-а и 11-08-91153-ГФЕН_а).

Литература

1. Banerjee D. *Prog. Mater. Sci.*, 1997, v. 42, p. 135-158.
2. Partridge A., Shelton E. *Air & Space Europe*, 2001, v. 3, pp. 170-173.
3. Tang F., Nakazawa S., Hagiwara M. *Mater. Sci. Eng. A*, 2002, v. A329-331, pp. 492-498.
4. Germann L., Banerjee D., Guedou J.Y., Strudel J.-L. *Intermetallics*, 2005, v. 13, pp. 920-924.
5. Mao Y., Hagiwara M., Emura S. *Scripta Mater.*, 2007, v. 57, pp. 261-264.

ВЛИЯНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 08Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Гринь Р.Р.¹, Закирова А.А.², Кашасв Р.М.²

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
S-R-R@ya.ru, albinaz@imsp.ru

В настоящее время процесс линейной сварки трением (ЛСТ) становится перспективной технологией формирования сварных соединений широкого спектра материалов. Линейная сварка трением оказалась весьма эффективным инновационным способом получения сложных заготовок, позволила получить структуру соединения, не уступающую по характеристикам основному металлу [1]. В условиях сварки трением пластическая деформация происходит при сочетании давления и сдвига, что способствует одновременному протеканию процессов наклепа, динамического возврата, динамической рекристаллизации. Это обеспечивает пластическое течение на протяжении всего процесса сварки [2]. Высокие свойства сварных соединений, полученных ЛСТ, дают основание предположить, что применение ЛСТ откроет возможность использования сварных конструкций в качестве полуфабрикатов-заготовок для дальнейшей обработки давлением, что значительно повысит технологичность изготовления деталей различного назначения благодаря снижению доли металлоотходов. Однако на сегодняшний день отсутствуют сведения о влиянии формирования сварного соединения методом ЛСТ на комплекс свойств свариваемых материалов.

В настоящей работе предпринята попытка исследования изменений механических свойств свариваемого методом ЛСТ материала на примере хромоникелевой аустенитной коррозионностойкой промышленной стали 08Х18Н10Т. Предварительные тестовые испытания сваренных образцов на ударную вязкость показали разрушение образцов в зоне основного (исходного) металла, что свидетельствует о существенном повышении прочности исходного металла в переходной зоне термического влияния и непосредственно в зоне шва.

Изучение распределения микротвердости по сечению сварного соединения после ЛСТ хорошо согласуется с зонами сварного соединения, наблюдаемыми невооруженным глазом на макроструктуре. Наибольшие значения микротвердости характерны для переходной зоны термического влияния, в то время как зона шва незначительно тверже основного металла.

В работе приведены результаты механических испытаний образцов стали, вырезанных из сваренных заготовок. Показано подтверждение результатов, полученных ранее другими методами исследования.

Литература

1. Кашасв Р.М., Хуснуллин А. М., Николаев В.В. О линейной сварке трением блиска компрессора ГДТ. Режим доступа: <http://www.gtl.ru>
2. Гниусов С.Ф. Сварка трением стали Р6М5 в режиме сверхпластичности. Ч. III. Изучение структуры, фазового состава и свойств соединений в процессе сварки. Сварочное производство. – 2004. - № 6

ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ИПДК И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГАХ

Садикова Э.И.¹, Закирова А.А.², Зарипова Р.Г.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
Elvir_4ik@mail.ru, albinaz@imsp.ru

Создание ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры ($D_3 < 10$ мкм) в металлах и сплавах оказалось одним из эффективных путей повышения прочности и технологических характеристик конструкционных материалов. Измельчение зерен оказалось более эффективным способом упрочнения коррозионностойких сталей [1], чем использование традиционной термомеханической обработки. УМЗ состояния в металлических материалах получают в основном интенсивной пластической деформацией (ИПД): всесторонней ковкой, прокаткой, равноканальным угловым прессованием, ИПД кручением под высоким давлением (ИПДК) и др. [2]. ИПДК позволяет накапливать наибольшие деформации, достигая предельное высокопрочное состояние материала. Однако структурообразование и изменения свойств в нержавеющих сталях в процессе ИПДК практически не исследовано.

В настоящей работе исследовали влияние ИПДК при двух (20 и 400°C) температурах с использованием двух схем на структурные изменения стали 12Х18Н10Т. После ИПД были получены равнотолщинные (при использовании «матрицы с канавкой») и разнотолщинные (линзообразные) диски (с использованием «матрицы без канавки») при обеих температурах деформации. При использовании схемы «матрица без канавки» произошло более интенсивное измельчение структуры, но в обоих случаях было получено УМЗ состояние стали.

Показано, что при комнатной температуре формируется практически однородная структура со средним размером структурных элементов (СЭ) ~90 нм, тогда как при повышенной температуре (400°C) имеет место локализация деформации на периферии образца с формированием неоднородной по диаметру структуры [4].

При обеих температурах и схемах ИПДК произошло деформационное фазовое превращение. Рентгеноструктурные исследования показали формирование α' -фазы в результате деформационного мартенситного превращения, происходящего при ИПДК стали. После ИПДК при комнатной температуре образовалось большее количество (~90% объема) α' -фазы, чем при повышенной температуре.

Обнаружено, что независимо от температуры ИПДК нагрев выше установленной температуры 500°C приводит к протеканию процессов обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения.

Литература

1. Салищев, Г. А., Зарипова Р. Г., Закирова А. А. Структура и механические свойства нержавеющих сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации, Металловедение и термическая обработка металлов, 2006, №2 (608), с. 27-32.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКЕ

Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
grish@ispms.tsc.ru

Представлены результаты экспериментальных исследований эволюции микроструктуры, изменения температур мартенситных превращений (МП), проявлений сверхэластичности и эффекта памяти формы (ЭПФ) в зависимости от величины пластической деформации, ϵ (натуральный логарифм отношения начальной и конечной площадей поперечного сечения прокатываемых образцов), накопленной при многопроходной изотермической (723K) тёплой прокатке в ручьевых вальцах с малым обжатием в каждом цикле деформирования (0.02÷0.03). Максимальная деформация составляла $\epsilon=2$. Микроструктурные исследования прокатанных образцов проведены методами ПЭМ, РЭМ и оптической металлографии. Показано, что на начальных этапах деформирования сохраняется крупнозернистая структура сплава с квазиравноосной формой зёрен, развитием мезополос локализации деформации (ориентация 35–45° к направлению прокатки) и наблюдается интенсивная внутризёрная микрофрагментация в результате развития множественного дислокационного скольжения по одной или нескольким кристаллографическим системам. Изучены закономерности трансформации микроструктуры сплава при промежуточных степенях деформирования (0.2–0.8), завершающиеся развитием геометрической динамической рекристаллизации и формированием квазирегулярной полосовой микроструктуры, ориентированной вдоль направления прокатки. При ϵ от 0.8 до 2 качественных изменений полосовой структуры образцов не наблюдается, но эффективно уменьшается средний размер зёрен-субзёрен в объеме микрополос. Получена немонотонная зависимость среднего размера зёрен-субзёрен, $\langle d \rangle$, от ϵ . После прокатки с $\epsilon=0.07$ $\langle d \rangle$ увеличивается в ~2 раза относительно исходного значения (43 мкм) и резко уменьшается до 20 мкм при накоплении $\epsilon=0.4$. При дальнейшем накоплении деформации наблюдается линейное уменьшение $\langle d \rangle$ до ~1.5 мкм при $\epsilon=2$.

Построены зависимости температур МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ от степени накопленной при прокатке пластической деформации. При 295K все образцы находятся в стадии формирования ромбодрической R фазы. В изотермических (295K) циклах «нагрузка-разгрузка» при кручении образцов определена величина сверхэластичности, а при последующем нагреве разгруженных образцов выявлен возврат неупругой деформации при реализации ЭПФ. Максимальное внешнее напряжение при изотермическом нагружении ограничивалось появлением 0.1% остаточной пластической деформации после завершения формовосстановления при нагреве разгруженных образцов. При увеличении ϵ до 0.2 величина сверхэластичности уменьшалась от 7% до 2.8%, практически не изменялась на стадии перехода от крупнозернистой структуры к стадии начала геометрической динамической рекристаллизации (ϵ от 0.2 до 0.8) и линейно возрастала до 4.7% при изменении ϵ от 0.8 до 2. В исходных крупнозернистых образцах величина ЭПФ составляла 3.2%, уменьшалась до ~1% после прокатки с $\epsilon=0.07$ и резко возрастала до 5.8% при увеличении ϵ до 0.2. На последующих стадиях деформирования прокаткой ЭПФ незначительно понижался (до 5%) – практически линейно при увеличении ϵ от 0.2 до 2. Обсуждается влияние изменений структуры образцов при прокатке на проявление неупругих эффектов, связанных с МП.

Работа поддержана программой фундаментальных исследований СО РАН, проект №III.20.2.2.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ КОБАЛЬТЕ

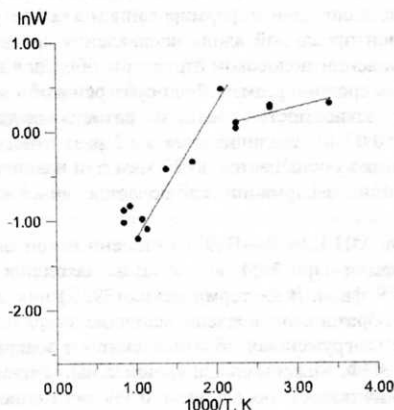
Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А.

Бакирский государственный университет, Уфа

AlmukhametovRF@rambler.ru

Нанокристаллические материалы представляют большой научный и практический интерес благодаря их уникальным физическим свойствам [1]. Несмотря на многочисленные исследования, процессы, протекающие в материалах с нанокристаллической структурой, изучены недостаточно. В данной работе представлены результаты рентгеноструктурных исследований нанокристаллического кобальта. Кобальт с нанокристаллической структурой получали пластической деформацией на наковальнях Бриджмена под давлением 7 ГПа при комнатной температуре поворотом бойка на 5 оборотов. Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН-7 на Со-излучении. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и внутренние напряжения изучали методом аппроксимаций.

В работе показано, что пластическая деформация препятствует переходу высокотемпературной ПЦК-фазы кобальта в низкотемпературную ГПУ-фазу. По результатам измерений размеров областей когерентного рассеяния установлено,



Зависимость ширины дифракционной линии (004) пластически деформированного кобальта от температуры отжига

что размеры кристаллитов по различным направлениям различаются. Средние размеры кристаллитов до 873 К незначительно меняются с температурой отжига и составляют примерно 25-50 нм. После отжига при температурах $T > 873$ К размеры кристаллитов резко увеличиваются. Поэтому, задержку перехода высокотемпературной ПЦК-фазы кобальта в низкотемпературную ГПУ-фазу мы объясняем образованием мелкокристаллической структуры с размерами кристаллитов меньше критического размера зародыша новой фазы. Наши результаты находятся в хорошем согласии с электронно-микроскопическими данными [2]. Нам также установлено, что ширина дифракционной линии пластически деформированного кобальта в зависимости от температуры отжига хорошо описывается функцией Аррениуса. На

зависимостях $\ln W$ от $1/T$ просматриваются две линейные области с разными значениями энергии активации, которые соответствуют разным процессам, протекающим при отжиге.

Литература

1. Андриевский Р.А., Рагуля А.В.. Наноструктурные материалы. М.: Издат. центр «Академия», 2005, 192 с.
2. Валеев И.Ш., Сергеев В.Н., Мулюков Х.Я. Термическое расширение кобальта в различных структурных состояниях // ФТТ, т.51, №3, с.558 (2009).

АМПЛИТУДНО-ЧАСТОТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АКУСТИЧЕСКОГО СИГНАЛА ОТ МОДЕЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ

Валиахметова И.О., Пшеничник А.И.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
irinao.valiakmetova@gmail.com, aipsh@anrb.ru

Акустозмиссионный сигнал, сопровождающий возникновение трещины в материале, содержит информацию о типе трещины, ее расположении, размере и ориентации. Интерпретация зарегистрированного сигнала с целью идентификации трещины основана на корректном описании как собственно условий возникновения трещины, так и условий распространения акустической волны. Распространение сигнала задается функцией Грина, которую аналитически можно записать лишь для небольшого числа идеализированных геометрий. В геометрии пластины с покрытием в работе [1] с использованием вейвлет анализа удалось обнаружить отличия амплитудно-частотных характеристик трех типов трещин: трещина в покрытии, трещина отслоения покрытия и трещина в подложке.

Амплитудно-частотная характеристика зарегистрированного сигнала определяется как спектром звучания самой трещины, так и спектральными свойствами функции Грина. Теоретический анализ спектра в геометрии полупространства приведен в работе [2]. Рассмотрена так называемая мгновенно возникающая трещина с тривиальным постоянным спектром. Кроме того сигнал проанализирован лишь в эпицентре возникающей трещины. Поскольку спектральные свойства функции Грина сильно зависят от расстояния между источником и приемником сигнала, сделанные приближения не позволяют провести анализ сигнала в условиях произвольного расположения источника и детектора, что соответствует условиям реального эксперимента.

В работе рассмотрена дискообразная трещина с конечной скоростью раскрытия и произвольной ориентацией плоскости трещины относительно границы полупространства. Анализ зависимости спектральных свойств функции Грина от расстояния до эпицентра позволяет поставить вопрос о числе датчиков необходимых как для локации трещины, так и для определения оптимальных расстояний для выделения спектра трещины из суммарного зарегистрированного сигнала. Проведен анализ зависимости полученных результатов от скорости раскрытия трещины и от ориентации ее плоскости залегания. Найдены расстояния от эпицентра, начиная с которых необходим учет поверхностных волн и описаны возникающие при этом изменения спектра сигнала.

Литература

1. L.Yang, Y.C.Zhou, W.G.Mao, C.Lu, Real-time acoustic emission testing based on wavelet transform for the failure process of thermal barrier coatings, Applied physics letters 93, 231906 (2008).
2. C.-K.Fang Acoustic emission surface responses from mixed-mode crackings, Journal of Nondestructive Evaluation, Vol. 16, No.4, 1997.

МЕТОД МАГНИТОМЕТРИИ В ОЦЕНКЕ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ФАЗ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
deryagin@prm.uran.ru

Метод магнитометрии используется в магнитоструктурном фазовом анализе сталей и сплавов после различных видов внешнего воздействия. Структурные и фазовые изменения в сталях приводят к изменению магнитных параметров материала. Последнее обстоятельство широко используется в целях неразрушающего контроля изделий и конструкций. Наиболее широко данный метод применяется для контроля свойств ферромагнитных материалов. Однако в последнее время уделяется внимание диа- и парамагнитным сплавам поскольку, например, аустенитные парамагнитные стали находят широкое применение в химической, атомной и судостроительной промышленности.

В аустенитной стабильной стали 45Г17Ю3 с высоким содержанием марганца, которая в исходном состоянии содержит 100% ГЦК- γ -фазы, после пластической деформации $\epsilon = 20 - 90\%$ возникают области микро неоднородностей в виде микро кристаллитов α - фазы, концентрация которой увеличивается при увеличении степени деформации. Причем последующий отжиг при $T = 450 - 500^\circ\text{C}$ приводит к резкому росту намагниченности образцов. Данные явления обусловлены, как структурными изменениями, так и изменениями состава сплава в микрообластях, инициированными диффузионными процессами при пластической деформации, что приводит к дестабилизации аустенита и образованию микро кристаллитов мартенсита. Методом магнитометрии были оценены размеры микро кристаллитов и их концентрация, определена их устойчивость при отжиге. Данные оценки были подтверждены методом электронной микроскопии и обнаружены микрокристаллиты α -фазы в полосах некристаллографического сдвига. Проведены термомагнитные исследования, которые показали, что при повышении температуры образца до 650°C наблюдается обратное $\alpha - \gamma$ превращение.

Образование наноразмерных ферромагнитных кластеров в парамагнитной матрице стали Х12 Н30 было обнаружено методом магнитометрии. При пластической деформации сплавов, наблюдаются инициированные процессами образования ультрамелкозернистой структуры диффузионные явления, приводящие к расслоению сплава с образованием микро областей с неоднородным составом. Так в сплаве Х12 Н30 наблюдается образование наноразмерных кластеров обогащенных по никелю, что наиболее ярко проявляется при интенсивной пластической деформации. Кластеры формируются вблизи границ зерен имеют некоторый разброс как по составу, так и по размеру. Кластеры устойчивы до температуры 600°C . Причины их образования объясняются диффузионными процессами движения точечных дефектов, возникающих в процессе деформации, к стокам (границы зерен, фрагментов, дислокациям). Методами магнитометрии оценены размеры и концентрация образовавшихся кластеров и их температурная устойчивость. Методами ионно-полевой микроскопии и электронной микроскопии высокого (атомного) разрешения визуально зарегистрировано наличие таких кластеров, их местоположение и элементный состав.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.²

¹Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,

Klevitsov11948@mail.ru

²Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,

RZValiev@mail.ru

Представлен обзор результатов последних исследований прочности и механизмов разрушения при однократных и циклическом видах нагружения материалов с ОЦК, ГПУ и ГЦК структурой в исходном состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в субмикрокристаллическом состоянии в широком интервале температур.

В качестве материала с ОЦК структурой была исследована сталь 10; в качестве материалы с ГПУ структурой – титан Grade 4, Grade 2, титановый сплав ВТ6; в качестве материала с ГЦК структурой – алюминевый сплав АК4-1 и аустенитная сталь AISI 321 (аналог стали 12Х18Н9). Субмикрокристаллическое состояние всех материалов было получено при различных режимах РКУП. Механические испытания включали в себя: испытание на твердость, растяжение, ударную вязкость и усталость. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии, а также методом рентгеноструктурного анализа изломов.

В результате проведенных исследований образцов на растяжение установлено, что РКУП, за счет формирования субмикрокристаллической структуры, повышает твердость и прочностные характеристики материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ структурой в 1.5-2,5 раза по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства. При этом трещиностойкость материалов K_{Ic} (сталь 10) и K_{Ic} (AISI 321) не уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

Результаты ударных испытаний показали, что в стали 10 (интервал исследования -196÷150 °С) РКУП при 200 °С, 4 прохода, сужает интервал вязко-хрупкого перехода по сравнению с исходным состоянием, не изменяя порога хладноломкости стали. РКУП при 400 °С, 4 прохода, – смещает интервал вязко-хрупкого перехода на 100 °С в сторону низких температур. В титане Grade 4 (интервал исследования -196÷500 °С) РКУП приводит к сужению температурного интервала повышения ударной вязкости при высоких температурах. Микрорельеф поверхности изломов титана после РКУП при всех температурах ямочный. В наноструктурированном алюминевом сплаве АК4-1 (интервал исследования -196÷300 °С) ударная вязкость практически не изменяется во всем исследуемом интервале температур. Микрорельеф всех изломов – ямочный.

Усталостные испытания титана титан Grade 4 показали, что РКУП-конформ приводит к увеличению долговечности образцов на стадии зарождения трещины. Скорость распространения усталостной трещины в образцах из титана Grade 4 с субмикрокристаллической структурой при одном и том же значении ΔK меньше по сравнению с исходным состоянием, однако, показатель n в уравнении Париса больше примерно в 2 раза. На примере титана Grade 2 показано, что механизм усталостного разрушения титана в исходном состоянии и после РКУП практически одинаковый.

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

ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ИПД

Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гирсова Н.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

abat@ispms.tsc.ru

На основе собственных результатов и литературных данных в данной работе сделан обзор закономерностей и возможных механизмов измельчения зерна в сплавах на основе никелида титана в процессе равноканального углового прессования и тепловой прокатки в ручьевых вальцах. Показано, что процесс фрагментации в сплавах на основе никелида титана происходит на разных масштабных уровнях, в котором играют роль разные механизмы деформации и динамической рекристаллизации. Показано, что закономерности измельчения носят общий характер и слабо зависят от состава сплава и исходного структурного состояния. Дано описание зависимости размера зерна от величины накопленной деформации в рамках модели динамической рекристаллизации. Рассматриваются существующие представления о факторах определяющих предельную фрагментацию в металлах, сплавах и их применимость для определения минимального размера зерна в сплавах на основе никелида титана.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №8, проект №21, проекта №27 фундаментальных исследований НАН Беларуси и СО РАН.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Аббасова С.И.	148	Валиев Р.З.	24, 79, 213, 223
Абзильдин Я.А.	15	Валитов В.А.	5, 121
Абрамова М.М.	77	Валитова Э.В.	121, 122
Автокротова Е.В.	50, 52, 63	Валиахметов О.Р.	143
Ажаронок В.В.	98	Валиахметова И.О.	221
Александров И.В.	77, 86, 186	Валуйская Л.А.	109
Алексеева Л.Е.	145	Васильева С.В.	89
Алетдинов А.Ф.	143	Вашук Е.С.	133
Алехин В.П.	26	Веретенникова И.А.	74
Алиев М.А.	189	Викарчук А.А.	120
Альмухаметов Р.Ф.	220	Виноградов А.Ю.	127
Астанин В.В.	86, 90, 92, 150, 172	Вириясова Н.Н.	38
Астафурова Е.Г.	154, 163, 164, 165	Вичужанин Д.И.	74
Афанасьева А.А.	49	Власов И.В.	173
Ахунова А.Х.	61, 62, 152	Власов Н.М.	171
Бабишева Р.И.	115	Власова Е.Н.	53
Бадертдинов Р.С.	29, 30	Воленко А.П.	100
Бадеха К.А.	139	Волосюк М.А.	179
Бадиян Е.Е.	45	Волянская Е.М.	191
Банмова Ю.А.	55, 85	Воробьев С.В.	69, 70
Балохонов Р.Р.	146, 207	Вьюненко Ю.Н.	166
Баранникова С.А.	192	Габдрахманова Л.А.	220
Барактин Б.К.	158	Габитова С.А.	147
Бармин А.Е.	48	Гагарин А.Ю.	132
Барыкин Н.П.	97	Гайсин Р.А.	19, 20, 21
Батурин А.А.	219, 224	Гайсина Э.Р.	19, 20, 21
Баяндин Ю.В.	188	Галеев Р.М.	101, 128, 143, 216
Белюсова Я.В.	69, 70	Галкин А.Н.	187
Беляев С.П.	83	Галкин М.П.	145
Березин В.Б.	191	Гальцов Н.Н.	190
Бессонов Д.А.	70	Гаманок С.Б.	187
Бетехтин В.И.	13	Гансеев А.В.	24, 126
Бобрук Е.В.	200	Гансеева А.А.	80
Бойко Ю.И.	179	Герсасьева И.В.	177
Бойко Ю.М.	53	Гирсова Н.В.	224
Болдин М.С.	36, 37	Гирсова С.Л.	135
Большаков Б.О.	86, 92	Гирфанова А.А.	172
Борисов Д.П.	107	Гладковский С.В.	80, 91, 101, 139
Бородин Е.М.	80	Глезер А.М.	3
Босин М.Е.	78	Гнюсов С.Ф.	197, 201
Брауде И.С.	190	Голковский М.Г.	201
Будницкая Ю.Ю.	96	Гомозов Е.П.	78
Будовских Е.А.	132, 133	Гончаров М.Е.	208
Букреева К.А.	14	Гордисенко А.И.	205
Буракова С.Н.	185	Грабовецкая Г.П.	198
Буржанов А.А.	145	Гречев С.В.	94
Бутусова Е.Н.	38	Гринь Р.Р.	217
Буякова С.П.	209	Гришков В.Н.	219, 224
Бычков А.А.	103	Гришунин В.А.	69
Валесв И.Ш.	63, 97	Громов В.Е.	69-71, 130, 131, 133
Валесва А.Х.	97	Гроховский В.И.	139
Валиахметов О.Р.	128, 216	Гувалов А.А.	148, 149
		Гувалов М.А.	148

Гудимова Е.Ю.	157
Гундеров Д.В.	212, 213
Гулько А.Д.	57
Гуо Ю.	216
Дампилов Б.В.	197
Даниленко В.Н.	58, 93, 144
Данилов В.И.	193
Денисов И.В.	199
Денисов К.И.	174, 175, 176
Деревягина Л.С.	73, 101, 156, 205, 214
Дерюгин Е.Е.	214, 215
Дерягин А.И.	222
Дехонова С.З.	197
Джсмилев К.Н.	125
Дитенберг И.А.	43, 161, 162, 174, 175, 176
Дмитриев С.В.	11, 12, 14, 46, 61, 62, 65, 84, 85, 152
Добаткин С.В.	163
Дорогов М.В.	120
Дорофеева Т.И.	96
Дроздова Н.Ф.	64
Дураков В.Г.	197
Егоров В.И.	34
Елсукова Т.Ф.	72, 110
Емалетдинова Э.	213
Емельянова Е.Ю.	96
Ермаченко А.Г.	170
Еропкин А.Ю.	193
Жапова Д.Ю.	219
Жарин А.Л.	98
Жарков Е.А.	36
Жилин А.С.	94
Забудченко О.В.	198
Завалишин В.А.	222
Загуляев Д.В.	71
Закирова А.А.	217, 218
Зариковская Н.В.	202
Зарипов Н.Г.	79
Зарипова Р.Г.	218
Захарова Г.Г.	163, 164, 165
Зголич М.В.	35
Зеленская Г.И.	49
Землякова Н.В.	211
Зетова Т.Р.	45
Зиновьев А.В.	65
Зиновьева О.С.	68
Зозуля Э.В.	49
Зубков А.И.	47, 48, 49
Зуев Л.Б.	192, 202
Зюбан Н.А.	187
Иванов А.А.	195

Иванов А.М.	159
Иванов Ю.Ф.	69, 70, 108, 133
Иванкова Е.М.	53
Ильинский А.И.	47, 48, 49
Ильичев Л.Л.	24
Ильясов Р.Р.	52, 63
Имась В.М.	19, 20, 21, 114
Имась М.Ф.	27 - 32
Имась Р.М.	19, 20, 21, 114
Ионина А.В.	133
Ирискина Е.Н.	9, 10, 53
Искандаров А.М.	65, 84
Исламгалиев Р.К.	126, 138
Исмаилов С.И.	106
Кабилова Д.Б.	28, 30, 31
Кадашев Ю.И.	102
Кадошцев А.Г.	13
Казарина С.А.	136
Казаченко М.С.	60
Калатур Е.С.	209
Калашников М.П.	173
Каманцев И.С.	80
Камышанченко Н.В.	155
Каравасова М.В.	77, 79
Карпинский Д.Н.	103
Карьев Л.Г.	44
Кашас Р.М.	184, 217
Кашапов М.Р.	24
Кащенко М.П.	125
Кибиткин В.В.	33, 34
Кийко В.М.	118
Киселева С.К.	79
Киселева С.Ф.	17
Кирилов А.А.	12
Классман Е.Ю.	150
Классман П.А.	150
Клевцов Г.В.	24, 79, 223
Клевцова Н.А.	24
Климов К.Ю.	137
Клопотов А.А.	108, 194
Коваленко В.В.	130, 131
Коваль Н.Н.	60, 105, 157
Козлов Э.В.	16, 17, 18, 130, 131
Козулин А.А.	167, 168, 169
Колосов С.В.	192
Комиссарова И.А.	70, 71
Кондратьева Н.М.	73
Конева Н.А.	16, 17, 18, 130, 131
Коновалов С.В.	69, 70, 71
Копылов В.И.	39, 41
Коржов В.П.	118
Корзников А.В.	22, 23, 56, 101, 104, 151, 153, 156, 162, 176
Корзникова Г.Ф.	22, 23

Корзникова Е.А.	42, 43, 73
Корниенко Н.Е.	141, 142
Коротасв А.Д.	107
Корчагин М.А.	174, 175, 176
Кочергина Ю.А.	44
Красновейкин В.А.	169
Кретьова О.М.	60
Круглов А.А.	25, 91, 92
Крылова С.Е.	75, 116
Крымский С.В.	50, 51, 52, 129
Кузнецов П.В.	56, 57, 76, 104
Кузнецов П.М.	88, 89
Кулагина В.В.	194
Кульков С.Н.	209
Кунгурцев Е.С.	155
Кунгурцев М.С.	155
Куприянов С.Н.	9, 10
Куринная Р.И.	35
Кустов А.И.	81, 83
Кушнаренко Е.В.	24
Лебедев Д.В.	53
Лебедева Н.В.	158
Леонтьева-Смирнова М.В.	154
Лидер А.М.	60
Литовченко И.Ю.	153, 154
Лобачев А.А.	44
Лобачев А.В.	89
Ломакин И.В.	83
Лопатин Ю.Г.	41
Лосев А.Ю.	160
Лотков А.И.	105, 111, 112, 157, 219, 224
Лукин Е.С.	159
Лутфуллин Р.Я.	91, 92, 93, 122, 181
Ляпунова Е.А.	188
Мавлютов А.М.	29
Макаев Т.Т.	117
Макаров С.В.	178
Максимов П.В.	9, 10, 53
Мальшева С.П.	119, 210
Мамаев А.И.	96
Мамедова А.А.	148
Манухина Д.В.	160
Марихин В.А.	53
Маркушев М.В.	50, 51, 52, 63, 117, 129, 183
Медведев А.Е.	200
Мейснер Л.Л.	105, 111, 112, 157
Мейснер С.Н.	111
Мелехин Н.В.	41
Мельников Е.В.	164, 165
Мигель И.А.	81, 82
Миронов С.Ю.	22
Миронов Ю.П.	56, 112

Мирошниченко С.В.	196
Михайлов-Смольняков М.С.	64
Мишакин В.В.	211
Мишестьян А.Р.	140
Мишин И.П.	198
Мовчан А.А.	136, 137
Моиссенко Д.Д.	9, 10, 53
Морозов Ю.Д.	140
Москаленко В.А.	190
Мулюков Р.Р.	6, 7, 14, 31, 113, 128, 144
Мулюков Х.Я.	8, 15, 115
Мурашкин М.Ю.	117, 129, 200
Мурзаев Р.Т.	46
Мурзинова М.А.	182
Мусабилов И.И.	8
Мусин Ф.Ф.	86
Мухаметрахимов М.Х.	31, 180, 181, 210
Мухтаров Ш.Х.	170
Мясникова В.И.	69
Мясникова Л.П.	53
Нагимов М.И.	170, 184
Назаров А.А.	7
Назаров К.С.	6
Назарова А.А.	7, 144
Назарова Т.И.	114
Найденкин Е.В.	163
Наймарк О.Б.	188
Наркевич Н.А.	53, 203, 204, 205
Нарыкова М.В.	13
Наседкина Я.И.	86
Нейман А.А.	105, 112
Николаенко А.А.	134
Нохрин А.В.	36, 37, 38, 39, 41
Нугманов Д.Р.	183
Овчинников С.В.	107
Остапенко М.Г.	157
Панин А.В.	59, 60, 76
Панин В.Е.	9, 10, 53, 72, 110, 173, 214
Панин С.В.	10, 173
Папилов И.И.	134
Пархимович Н.Ю.	29, 32
Пелюхов Р.В.	102
Первухина О.Л.	199
Пересалова О.Б.	59, 60
Петракова И.В.	56, 57, 76, 104
Петрикова Е.А.	108
Петрова Н.Д.	159
Петрова Ю.В.	51
Петрова-Буркина О.А.	67
Пилипенко А.П.	191
Пинжин Ю.П.	107, 175

Пискунов А.В.	41
Плевков В.С.	208
Плехов О.А.	188
Плешанов В.С.	33, 34
Плотников В.А.	178
Плужникова Т.Н.	87, 88
Полетика Т.М.	135
Поляков А.В.	213
Полякова В.В.	147
Помыткин С.П.	102
Попкова Ю.Ф.	110
Попов В.А.	93, 144
Попова Н.А.	17, 130, 131
Попова С.А.	153
Потапов А.Е.	160
Потескаев А.И.	194
Приймак Е.Ю.	75, 116
Проколович К.С.	139
Пшеничников А.П.	135
Пшеничниук А.И.	65, 221
Рааб А.Г.	24
Рааб Г.И.	163, 213
Радованова Е.М.	53
Радченко А.В.	207, 208
Радченко П.А.	207, 208
Райков С.В.	133
Рахматулина Т.В.	56, 76, 104
Реснина Н.Н.	83
Родионов Д.П.	177
Романов Д.А.	132
Романова В.А.	68, 146
Рубаник В.В.	7, 67, 83, 166
Рубаник В.В. мл.	67, 83, 166
Рубаник О.Е.	83, 166
Руцкий Д.В.	187
Савенков Г.Г.	158
Сагарадзе В.В.	222
Садикова Э.И.	218
Саликова Ю.В.	121
Салимов И.М.	6
Сарксеева А.А.	91, 92, 93
Сафаров И.М.	101, 113, 151, 156
Сафин Ф.Ф.	61, 62
Сафиуллин А.Р.	61, 62, 152, 210
Сафиуллин Р.В.	61, 62, 152, 181, 210
Сафронов И.С.	123
Сафронов М.С.	124
Сахаров Н.В.	36, 37
Семенова И.П.	147, 213
Семин В.О.	105
Сергеев В.П.	76, 173
Сергеев С.Н.	151
Сибгатуллин И.Р.	187
Сидоров С.А.	87

Сизов В.В.	69
Ситдииков О.Ш.	50, 52, 63, 183
Скрипняк В.А.	168, 169
Скрипняк В.В.	167
Скрипняк Е.Г.	167
Скрипняк Н.В.	168, 169
Слобода А.А.	90
Смирнов С.В.	74
Смирнова Е.С.	41
Смирнова С.В.	80
Соболь О.В.	47
Соколов М.А.	188
Соколов С.О.	75, 116
Соловьев А.А.	111
Соловьева Ю.В.	109
Солодушкин А.И.	33, 34
Сочугов Н.С.	111
Сошникова Е.П.	213
Старшенченко В.А.	35, 109
Стеланова Е.Н.	198
Стоев П.И.	134
Суворов Б.И.	214
Султанов К.С.	106
Сунгатуллин А.Р.	173
Супрун И.В.	160
Сурикова Н.С.	72, 73
Сынков В.Г.	196
Тагильцева Д.Н.	203, 204
Тазов М.Ф.	206
Тайлашев А.А.	194
Тересов А.Д.	105
Тимкин В.Н.	219
Тихонина О.В.	99
Толстун А.Н.	118
Тонкопряд А.Г.	45
Третьяков Н.В.	214
Трифоненков Л.П.	200
Трифонов В.Г.	55
Тришкина Л.И.	16, 18
Трякина Н.Ю.	75, 116
Тукеева М.С.	163, 164, 165
Тэлль В.В.	145
Тюменцев А.Н.	43, 153, 154, 161, 162, 174, 175, 176,
Тюменцев В.А.	99
Тюрин Е.О.	60
Тяжловский А.К.	98
Уваров С.В.	188
Ульшин В.И.	66
Ульшин С.В.	66
Умено Е.	84
Утяшев Ф.З.	4, 5
Ушаков И.В.	123, 124
Ушанова Э.А.	158

Фазлитдинова А.Г.	99
Фазлыяхметов Р.Ф.	97
Фахрутдинова Я.Д.	109
Федоров В.А.	44, 87, 88, 89
Федосеев М.Л.	64
Федотов Д.Ю.	88
Филиппов Г.А.	140, 145
Фирсова Н.В.	116
Фролов Л.П.	28
Хазгалиев Р.Г.	31
Халикова Г.Р.	55, 117
Хасанова Г.Ф.	128
Хафизова Э.Д.	138
Хисамов Р.Х.	113
Хлебникова Ю.В.	177
Хуанг Й.	216
Хуснуллин А.М.	184
Царенко Ю.В.	7
Целлермаер В.Я.	70
Чартаев Х.Ш.	189
Чансов Н.Г.	191
Чашина В.Г.	125
Чевская О.Н.	140
Чембарисова Р.Г.	186
Черникова А.А.	87
Чернов В.М.	154
Чиркунова Н.В.	100
Чувильдесев В.Н.	36, 37, 38, 39, 41
Чудинов В.В.	188
Чулков Е.В.	175

Чуракова А.А.	212, 213
Чуркин В.К.	100

Шагиев М.Р.	216
Шаркеев Ю.П.	193
Шваб Е.А.	146
Швец И.А.	175
Шсвьяко Н.А.	154
Шен Д.	216
Шеховцов О.В.	45
Шишкин Т.А.	199
Шляхова Г.В.	192, 193
Шотин С.В.	36, 37
Шугурова А.Р.	76
Шуринов Р.В.	45

Юдахина А.А.	126
Юсчэн Дун	186
Юмагузин Ю.М.	6, 113

Яговкина М.	53
Яковлев А.В.	87, 88, 89
Яковлев Ю.А.	95
Якшибасва Р.Р.	28
Янова И.Р.	121
Ясников И.С.	127

Goerlitz S.	53
Michler G.H.	53
Seydewitz V.	53
Sklenicka V.	13

Глезер А.М. ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	3
Утяшев Ф.З. УСЛОВИЯ И МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОБЛАСТЕЙ РАЗОРИЕНТАЦИИ В МЕТАЛЛАХ ПРИ БОЛЬШОЙ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	4
Валитов В.А., Утяшев Ф.З. УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИОННО- ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	5
Назаров К.С., Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р., Салимов И.М. ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ni В КАЧЕСТВЕ ОСНОВЫ ДЛЯ МНОГООСТРИЙНОГО ПОЛЕВОГО КАТОДА	6
Назаров А.А., Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ВОЗДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ	7
Мусабилов И.И., Мулюков Х.Я. МЕХАНИЗМ ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ СПЛАВА $Ni_{2,08}Mn_{0,96}Ga_{0,96}$ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ НАПРЯЖЕННОСТИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ В ИНТЕРВАЛАХ ТЕМПЕРАТУР ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	8
Максимов П.В., Моисеенко Д.Д., Ирискина Е.Н., Куприянов С.Н., Панин В.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ СВАРКЕ. МЕТОД СТОХАСТИЧЕСКИХ ВОЗБУДИМЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ	9
Панин В.Е., Моисеенко Д.Д., Ирискина Е.Н., Максимов П.В., Куприянов С.Н., Панин С.В. МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОТОКОВ ДЕФЕКТОВ И ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН НА ГРАНИЦАХ РАЗДЕЛА	10
Дмитриев С.В. ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ФИЗИКЕ КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ	11
Кистанов А.А., Дмитриев С.В. СПОНТАННОЕ ВОЗБУЖДЕНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРОЙ NaCl ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	12
Бетехтин В.И., Sklenicka V., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ПРОХОДОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ НА ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА СО СКАНДИЕМ	13
Букресса К.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. ПОСТРОЕНИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА β -NiAl НА ОСНОВЕ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ	14
Абзгильдин Я.А., Мулюков Х.Я. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА Ni-Mn-In	15

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. СООТНОШЕНИЕ ХОЛЛА-ПЕТЧА И ЕГО ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Al И Cu-Mn	16
Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПО ЗЕРНУ В ДЕФОРМИРОВАННОМ МАТЕРИАЛЕ	17
Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЯЧЕИСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ	18
Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО- УПРОЧНЕННЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-(37- 40)Al-Fe (ат.%)	19
Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК БОРА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8	20
Гайсина Э.Р., Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М. ПОЛУЧЕНИЕ, МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НА СЖАТИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВТ1-0, АРМИРОВАННЫХ МОНОБОРИДОМ ТИТАНА	21
Корзникова Г. Ф., Миронов С. Ю., Корзников А. В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25Х15К	22
Корзников А.В., Корзникова Г.Ф. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 30Х23К, ПОДВЕРГНУТОМ БОЛЬШИМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ	23
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Ильичев Л.Л., Клевцова Н.А., Кушнаренко Е.В., Кашапов М.Р. Разб А.Г., Гансеев А.В. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ (РКУП) И НАНЕСЕНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 10	24
Круглов А.А. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СФЕРИЧЕСКИХ СОСУДОВ ДАВЛЕНИЯ	25
Алехин В. П. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ И ИЗУЧЕНИЕ ЕГО ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ	26
Имаев М.Ф. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ТЕКСТУРУ И ПИННИНГ МАГНИТНОГО ПОТОКА ВТСП МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Вt2212	27
Имаев М.Ф., Кабиров Д.Б., Фролов Л.П., Якшибасва Р.Р. АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ЗЕРЕН ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ КЕРАМИКИ Y123	28
Мавлютов А.М., Бадертдинов Р.С., Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф. СИНТЕЗ МЕЛКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Sr_3Ti_2O_7$, $SrTiO_3$ и Sr_2TiO_4	29

ПЛАСТИНЧАТОЙ ФОРМЫ	
Бадертдинов Р.С., Кабирова Д.Б., Имаев М.Ф. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА ДЕФОРМИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ Y123	30
Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. МИКРОСТРУКТУРА ЗОНЫ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ – НИКЕЛЬ.	31
Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КЕРАМИКИ Y123 С БИМОДАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ	31
Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТЕКСТУРУ ВТСП КЕРАМИКИ Bi(Pb)2223	32
Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С. АЛГОРИТМ ВЫДЕЛЕНИЯ ВИХРЕВЫХ СТРУКТУР В ДЕФОРМИРУЕМОМ МАТЕРИАЛЕ	33
Кибиткин В.В., Плешанов В.С., Солодушкин А.И., Егоров В.И. МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДЕФЕКТНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 10Г2С	34
Зголич М.В., Куринная Р.И., Старенченко В.А. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ РЕАГИРУЮЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ ЛЕСА НА НАПРЯЖЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗОВАННЫХ СОЕДИНЕНИЙ.	35
Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Жарков Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ КЕРАМИК ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ	36
Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	37
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бутусова Е.Н., Вирясова Н.Н. МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ	38
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПРЕДЕЛЬНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	39
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Мелехин Н.В., Смирнова Е.С., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Копылов В.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	41
Корзникова Е.А. АНАЛИЗ ВКЛАДОВ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ДЕФЕКТОВ В ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ	42
Корзникова Е.А., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ	43

МИКРОТВЕРДОСТИ В НИКЕЛЕ, ПОДВЕРГНУТОМ ДЕФОРМАЦИИ НА НАКОВАЛЬНЫХ БРИДЖМЕНА.	
Федоров В.А., Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Лобачев А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ С ИМПЛАНТИРОВАННЫМ МЕТАЛЛОМ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	44
Бадин Е.Е., Тонкопруд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р. ОПТИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ИХ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	45
Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИИ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА ДВУМЕРНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛА	46
Зубков А.И., Ильинский А.И., Соболев О.В. ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ВАКУУМНЫЕ ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА.	47
Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И. О МОДИФИЦИРУЮЩЕМ ДЕЙСТВИИ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ ЖЕЛЕЗА.	48
Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Афанасьева А.А. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И УСЛОВИЙ ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ.	49
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО И СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	50
Крымский С.В., Петрова Ю.В., Маркушев М.В. ОБ ЭФФЕКТЕ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	51
Крымский С.В., Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В. ОБ ЭФФЕКТЕ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ Т-ФАЗЫ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	52
Мясникова Л.П., Марихин В.А., Бойко Ю.М., Радованова Е.М., Лебедев Д.В., Яговкина М., Власова Е.Н., Иванькова Е.М., Seydewitz V., Michler G.H., Goerlitz S. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ ГИБКО-ЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРОВ	53
Ирискина Е.Н., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Наркевич Н.А., Ланин В.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ДЕНДРИТНЫХ СТРУКТУР В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ ТЕМПЕРАТУР ПРИ СВАРКЕ И НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ.	53
Халикова Г.Р., Трифонов В.Г., Банимова Ю.А. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16 В УСЛОВИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	55
Кузнецов П.В., Корзников А.В., Миронов Ю.П., Петракова И.В., Рахматулина Т.В. ПРИМЕНЕНИЕ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ СМК НИКЕЛЯ ПРИ ОТЖИГЕ	56
Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гунько А.Д.	57

ОБРАЗОВАНИЕ САМОПОДОБНЫХ ТВИДОВЫХ СТРУКТУР ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ФОЛЫГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)[001] КАК ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА	
Даниленко В.Н. КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	58
Перевалова О.Б., Панин А.В. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ОСНОВЕ АЛЬФА-ЖЕЛЕЗО ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ	59
Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С., Кретова О.М., Тюрин Е.О., Коваль Н.Н., Лидер А.М. ВЛИЯНИЕ НАВОДОРАЖИВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОДВЕРГНУТОГО ОБРАБОТКЕ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	60
Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. ОПТИМИЗАЦИЯ ЗАКОНА ПОДАЧИ ДАВЛЕНИЯ ГАЗА ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ.	61
Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. ИЗУЧЕНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЙ РЕБЕР ЖЕСТКОСТИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПОЛУЧЕННЫХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКОЙ.	62
Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Валесв И.Ш., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ ХОЛОДНОКАТАНОГО СПЛАВА $Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МОЩНЫХ ИМПУЛЬСОВ ТОКА.	63
Михайлов-Смольняков М.С., Дроздова Н.Ф., Федосеев М.Л. ФАЗОВАЯ И МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ АГГРЕГАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ.	64
Зиновьев А.В., Пшеничник А.И., Искандаров А.М., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ТЕОРЕТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ	65
Ульшин С.В., Ульшин В.И. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СЛИТКА ПРИ СТРУЙНОМ НАПЫЛЕНИИ	66
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А. ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ НАГРЕВЕ	67
Зиновьева О.С., Романова В.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЧЕТОМ ТРЕХМЕРНОЙ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ	68
Сизов В.В., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Белоусова Я.В., Мясникова В.И., Гришунин В.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 20Х23Н18, ПОДВЕРГНУТОЙ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	69

Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Белоусова Я.В., Комиссарова И.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х13	70
Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА	71
Сурикова Н.С., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. ГРАДИЕНТНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ФОЛЬГЕ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ	72
Сурикова Н.С., Деревягина Л.С., Корзникова Е.А., Кондратьева Н.М. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ И ЖЕСТКОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА	73
Веретенникова И. А., Смирнов С. В., Вичужанин Д.И. ПОВРЕЖДЕННОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	74
Трякина Н.Ю., Приймак Е.Ю., Соколов С.О., Крылова С.Е. ФОРМИРОВАНИЕ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ С МИКРОЛЕГИРУЮЩИМ КОМПЛЕКСОМ	75
Сергеев В.П., Петракова И.В., Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В., Панин А.В., Шугурова А.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ, НАНЕСЕННЫХ НА ПОДЛОЖКУ Cu	76
Абрамова М.М., Караваева М.В., Александров И.В. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ В ХОДЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	77
Босин М.Е., Гомозов Е.П. ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ, ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА	78
Караваева М.В., Киселева С.К., Зарипов Н.Г., Валиев Р.З., Клевцов Г.В. МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	79
Гладковский С.В., Смирнова С.В., Бородин Е.М., Каманцев И.С., Гансеева А.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ, ДАВЛЕНИЕМ И ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ	80
Кустов А.И., Мигель И.А. АМД-ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ	81
Кустов А.И., Мигель И.А. РАЗРАБОТКА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ НОВЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРИМЕНЕНИИ АКУСТИЧЕСКИХ ГИПЕРВОЛН	82
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Рубаник О.Е.,	83

Ломакин И.В., СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
Искандаров А.М., Умено Ё., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОГО ГРАФЕНА	84
Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МОРИЩИН В ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТАХ С ЗАКРЕПЛЕННЫМИ КРАЯМИ	85
Наседкина Я.И., Большаков Б.О., Александров И.В., Мусин Ф.Ф., Астанин В.В. ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ОПТИКО- АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ.	86
Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Черникова А.А. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЭЛЕКТРО-ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	87
Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кузнецов П.М., Федотов Д.Ю. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	88
Федоров В.А., Кузнецов П.М., Лобачев А.В., Яковлев А.В., Васильева С.В. КОЛЕБАТЕЛЬНЫЙ РЕЖИМ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ МЕТАЛЛА	89
Слобода А.А., Астанин В.В. ПОЛУЧЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИИ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	90
Саркесва А.А., Круглов А.А., Гладковский С.В., Лутфуллин Р.Я. СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	91
Саркесва А.А., Круглов А.А., Астанин В.В., Большаков Б.О., Лутфуллин Р.Я. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ	92
Саркесва А.А., Попов В.А., Даниленко В.Н., Лутфуллин Р.Я. РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ВТ6.	93
Грачев С.В., Жилин А.С. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СТРУКТУРНО-МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВОВ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РАЗВИТИЕМ СТРУКТУРНОГО МЕХАНИЗМА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ	94
Яковлев Ю.А. ВОДОРОДНЫЙ МОНИТОРИНГ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ.	95
Емельянова Е.Ю., Дорофеева Т.И., Буднищкая Ю.Ю., Мамаев А.И. КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ОКСИДНО-КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫЕ ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	96
Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Фазлыяхметов Р.Ф., Барыкин Н.П. ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Sn-Sb-Cu	97
Тявловский А.К., Ажаронок В.В., Жарин А.Л.	98

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ТОПОЛОГИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ПОВЕРХНОСТИ	
Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А., Тихонина О.В. ФАЗОВЫЕ И ХИМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОЙ НИТИ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ	99
Чиркунова Н.В., Воленко А.П., Чуркин В.К. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СНЯТИЯ ЗАУСЕНЦЕВ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОЛИТНОЙ ПЛАЗМЫ	100
Сафаров И.М., Корзников А.В., Галесев Р.М., Гладковский С.В., Дервягина Л.С. ВЛИЯНИЕ СМК СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ	101
Кадашевич Ю.И., Пелюхов Р.В., Помяткин С.П. ЭНДОХРОННАЯ ТЕОРИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ, УЧИТЫВАЮЩАЯ НАЧАЛЬНЫЕ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯ И НАЧАЛЬНЫЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ	102
Бычков А.А., Карпинский Д.Н. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОМЕРНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОМПОНЕНТ СПЛАВА SiGe НА РАВНОВЕСНОЕ СОСТОЯНИЕ ПЛЕНКИ НА ПОДЛОЖКЕ	103
Кузнецов П.В., Корзников А.В., Рахматулина Т.В., Петракова И.В. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ	104
Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Лотков А.И., Коваль Н.Н., Сёмин В.О., Тересов А.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	105
Султанов К.С., Исмаилова С.И. ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СО СТРУКТУРНЫМИ ИЗМЕНЕНИЯМИ	106
Овчинников С.В., Коротасев А.Д., Пинжин Ю.П., Борисов Д.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА.	107
Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Клопотов А.А. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ПРИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СИЛУМИНА ПУТЕМ НАПЫЛЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	108
Фахрутдинова Я.Д., Валуцкая Л.А., Соловьёва Ю.В., Старшенченко В.А. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПОТЕРЮ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	109
Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф. ЭФФЕКТ ЭКСТРУЗИИ МАТЕРИАЛА И ФОРМИРОВАНИЯ РЕГУЛЯРНЫХ ТВИДОВЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	110
Лотков А.И., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Сочуглов Н.С., Соловьёв А.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ИОННО- ПЛАЗМЕННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ИЗ КРЕМНИЯ.	111

Лотков А.И., Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Нейман А.А. СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ФАЗЫ В2 В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОПОЛИРОВКИ ИЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	112
Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М. РАБОТА ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА МЕДИ И НИКЕЛЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН	113
Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКО- И ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ γ -TiAl+ α_2 -Ti ₃ Al СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНОЙ ОБРАБОТКЕ	114
Бабичева Р.И., Мулюков Х.Я. ДИЛАТАЦИЯ СПЛАВА Ti-49,8ат.%Ni ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В ФАЗЕ В2 при ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ	115
Трякина Н.Ю., Приймак Е.Ю., Фирсова Н.В., Крылова С.Е., Соколов С.О. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ХРОМИСТЫХ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ОБЪЕМНОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА	116
Халикова Г.Р., Макаев Т.Т., Мурашкин М.Ю., Маркушев М.В. ОБ ЭФФЕКТЕ СООТНОШЕНИЯ Sc и Zr НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ТИПА СУПРАЛ, ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И СТАРЕНИЮ	117
Коржов В.П., Кийко В.М., Толстун А.Н. МНОГОСЛОЙНЫЙ АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫЙ ИЗ КОМПОЗИТА Ni/Al ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКОЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	118
Мальшева С.П. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛОПАТОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	119
Викарчук А.А., Дорогов М.В. МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ	120
Янова И.Р., Валитова Э.В., Саликова Ю.В., Валитов В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ	121
Валигова Э.В., Лутфуллин Р.Я. ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	122
Ушаков И.В., Сафронов И.С. ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ ЛАЗЕРНО-ОБРАБОТАННЫХ ОБЛАСТЕЙ АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ОТ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ	123
Ушаков И.В., Сафронов М.С. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ И ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ	124
Кащенко М.П., Джамилев К.Н., Чапина В.Г.	125

ИДЕНТИФИКАЦИЯ СРЕДСТВАМИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ДИСЛОКАЦИОННОГО ЦЕНТРА ЗАРОЖДЕНИЯ МАРТЕНСИТА С ГАБИТУСАМИ {8 9 12} ПРИ ОЦК-ГПУ ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ	
Юдахина А.А., Гансеев А.В., Исламгалиев Р.К. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 10, ПОДВЕРГНУТОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	126
Виноградов А.Ю., Ясников И.С. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ САМОПОДОБНЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	127
Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Хасанова Г.Ф., Мулюков Р.Р. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Zr-2,5\%Nb$ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ	128
Маркушев М.В., Крымский С.В., Мурашкин М.Ю. НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ, ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	129
Коваленко В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В., Консва Н.А., Попова Н.А. ГРАДИЕНТ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ В ВАЛКАХ СТАЛИ 9ХФ	130
Коваленко В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В., Консва Н. А., Попова Н. А. ЭЛЕКТРОННО – МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНО – ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ В ПРОЦЕССЕ УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	131
Романов Д.А., Будовских Е.А., Гагарин А.Ю. ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ	132
Вашук Е.С., Ионина А.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ И БОРОМЕДНЕНИЯ СТАЛИ 45	133
Стоев П.И., Папилов И.И., Николаенко А.А. ИЗУЧЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БЕРИЛЛИЯ	134
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОСТАДИЙНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ	135
Мовчан А.А., Казарина С.А. СКЛЕРОНОМНЫМИ ИЛИ РЕОНОМНЫМИ ЯВЛЯЮТСЯ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ?	136
Мовчан А.А., Климов К.Ю. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ АНАЛИЗА УСТОЙЧИВОСТИ С УЧЕТОМ РЕОНОМНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	137
Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д21	138
Гроховский В. И., Гладковский С. В., Бадеха К. А., Прокопович К. С. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВЕЩЕСТВА	139

ВНЕЗЕМНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ	
Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ И ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ	140
Корнисенко Н.Е. ДИСКРЕТНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНО-ЭЛЕКТРОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	141
Корнисенко Н.Е. НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВАЯ ПРИРОДА МОДУЛЕЙ ИОНГА И СДВИГА	142
Алетдинов А.Ф., Валихматов О.Р., Галеев Р.М. ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ЖАРОПРОЧНЫМ НИКЕЛЕВЫМ СПЛАВОМ	143
Назарова А.А., Попов В.А., Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕКСТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ	144
Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А., Галкин М.П., Тэлль В.В., Буржанов А.А. ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ТРИП-СТАЛИ 23Х15Н5СМ3Г МИКРОЛЕГИРОВАНИЕМ Ti и Ce	145
Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А. МЕЗОМЕХАНИКА ГРАНИЦ РАЗДЕЛА В МАТЕРИАЛАХ С ПОКРЫТИЯМИ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	146
Габитова С.А., Полякова В.В., Семенова И.П. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Ti-6Al-7Nb ЗА СЧЕТ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	147
Гувалов А.А., Аббасова С.И., Мамедова А.А., Гувалов М.А. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ БЕТОНЫ ИЗ САМОВЫРАВНИВАЮЩИХСЯ СМЕСЕЙ.	148
Гувалов А.А. ПРИМЕНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО МОДИФИКАТОРА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ БЕТОНА	149
Классман Е.Ю., Классман П.А., Астанин В.В. НЕСТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УМЗ СПЛАВА ВТ22 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ВЫЛЕЖКИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	150
Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В. АНАЛИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ	151
Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. ВЫБОР СХЕМЫ НАГРУЖЕНИЯ И ЗАКРЕПЛЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ЦЕЛЬЮ ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ	152
Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Попова С.А., Корзников А.В. ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД	153

ДАВЛЕНИЕМ НА НАКОВАЛЬНЫХ БРИДЖМЕНА	
Литовченко И.Ю., Шевяко Н.А., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	154
Камышанченко Н. В., Кунгурцев Е. С., Кунгурцев М. С. ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ОСТАТОЧНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ В ЦИРКОНИИ И ТИТАНЕ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА	155
Деревягина Л.С., Корзников А.В., Сафаров И.М. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И УДАРЕ СТАЛИ 12ГБА В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	156
Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Коваль Н.Н., Гудимова Е.Ю. АНАЛИЗ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ	157
Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Савенков Г.Г., Ушанова Э.А. МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В СТАЛИ 10 В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ С РАЗНЫМИ КОНЦЕНТРАТОРАМИ	158
Иванов А.М., Петрова Н.Д., Лукин Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ С ДЛИТЕЛЬНЫМ СРОКОМ СЛУЖБЫ	159
Манухина Д.В., Потанов А.Е., Супрун И.В., Лосев А.Ю. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ИСТОЧНИКА ФРАНКА-РИДА В УЛЬТРАЗВУКОВОМ ПОЛЕ	160
Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. НАНОСТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ С ВЫСОКОЙ УПРУГОЙ КРИВИЗНОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	161
Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В. ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ КРУЧЕНИИ НА НАКОВАЛЬНЫХ БРИДЖМЕНА	162
Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	163
Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г. ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	164
Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ Fe-Mn-Al-C ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ	165
Рубаник В.В. мл., Рубаник О.Е., Рубаник В.В., Вьюнско Ю.Н. ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПРОТЯЖЕННЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦАХ	166

Скрипняк В.В., Скрипняк Е.Г., Козулин А.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТАЦИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СХЕМЫ ВИККЕРСА	167
Скрипняк Н.В., Скрипняк В.А., Козулин А.А. ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ	168
Красновяский В.А., Козулин А.А., Скрипняк Н.В., Скрипняк В.А. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ	169
Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Ермаченко А.Г. ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА	170
Власов Н.М. РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКОМПОЗИТАХ	171
Гирфанова А.А., Астанин В.В., Астанин В.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ ЛИСТОВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6	172
Власов И.В., Панин С.В., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Калашников М.П., Панин В.Е. ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ИОННО-ДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ Zr ⁺ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ 12Х1МФ	173
Корчагин М.А., Дитенберг И.А., Денисов К.И., Тюменцев А.Н. МЕХАНИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ КАК СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОДЕФЕКТНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОРОШКАХ МЕТАЛЛОВ И КОМПОЗИТАХ НА ИХ ОСНОВЕ	174
Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Денисов К.И., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А., Швец И.А., Чулков Е.В. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И УРОВЕНЬ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОРОШКА ТАНТАЛА	175
Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А., Корзников А.В. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ Cu В ПРОЦЕССЕ КОМБИНИРОВАННОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	176
Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В. ТЕКСТУРОВАННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ДЛЯ ВТСП ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ ИЗ СПЛАВОВ НИКЕЛЯ С РЕНИЕМ	177
Плотников В.А., Макаров С.В. ЭФФЕКТЫ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ ГЦК МЕТАЛЛОВ	178
Бойко Ю.И., Волосюк М.А. ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ДИСКООБРАЗНЫХ ТОНКИХ ПОЛОСТЕЙ (ТРЕЩИН) В МЕДИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ	179
Мухамедррахимов М.Х. ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТНЫХ	180

МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	
Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Лутфуллин Р.Я. СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	181
Мурзинова М.А. ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА ВТ9 С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ β -ПРЕВРАЩЕННОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ.	182
Нугманов Д.Р., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ПРОЧНОСТЬ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА ПРОКАТАННОГО МЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14	183
Капась Р.М., Нагимов М.И., Хуснуллин А.М. К МЕТОДИКЕ ОЦЕНКИ СТАТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ	184
Буравова С.Н. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ДИНАМИЧЕСКИМИ НАГРУЗКАМИ	185
Юечэн Дун, Чэмбарисова Р.Г., Александров И.В. ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ УМЗ Cu	186
Руцкий Д.В., Галкин А.Н., Гаманюк С.Б., Зюбан Н.А., Сибгатулин И.Р. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКОЙ И СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ЛИТОГО МЕТАЛЛА СЛИТКОВ С ИЗМЕНЕННЫМИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИМИ УСЛОВИЯМИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ГОЛОВНОЙ ЧАСТИ	187
Чудинов В.В., Сокоиков М.А., Плехов О.А., Уваров С.В., Ляпунова Е.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОБИВАНИИ ПРЕГРАД	188
Алиев М.А. Чартаев Х.Ш. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДИФфуЗИОННО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ НА ИХ ПРОЧНОСТНО- ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	189
Брауде И.С., Гальцов Н.Н., Москаленко В.А. ВЛИЯНИЕ КРИОПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ В ТИТАНЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ	190
Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Березин В.Б., Волянская Е.М. ВЛИЯНИЕ СИЛОВЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОДГРУЗОК И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛАСТИФИКАЦИЮ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	191
Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Колосов С.В. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОВОДОВ ТЕХНИЧЕСКОГО СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Nb-Ti	192
Шляхова Г.В., Данилов В.И., Ерошенко А.Ю., Шаркев Ю.П. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ abc-ПРЕССОВАНИЯ	193

Кулагина В.В., Клопотов А.А., Потскаев А.И., Тайлашев А.А. СЛАБОУСТОЙЧИВЫЕ ПРЕДПЕРЕХОДНЫЕ СОСТОЯНИЯ, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В2- А1 В СПЛАВАХ Cu-40 ат. %Pd	194
Иванов А.А. СИНТЕЗ ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОЛИАЛЮМОСИЛИКАТОВ ЗОЛЬ- ГЕЛЬ МЕТОДОМ	195
Мирошниченко С.В., Сынков В.Г. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА И ИЗДЕЛИЯ ИЗ НИХ	196
Дураков В.Г., Гнюсов С.Ф., Дампилов Б.В., Дехонова С.З. ЭЛЕКТРОННЫЙ ЛУЧ В ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ CuCr30 КОНТАКТНЫХ МАТЕРИАЛОВ	197
Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Мишин И.П., Забудченко О.В. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti-6Al-4V	198
Первухина О.Л., Денисов И.В., Шишкин Т.А. ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ	199
Медведев А.Е., Бобрук Е.В., Трифоненков Л.П., Мурашкин М.Ю. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 01417, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	200
Гнюсов С.Ф., Голковский М.Г. ВЛИЯНИЕ ВНЕВАКУУМНОЙ НАПЛАВКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ	201
Зариковская Н.В., Зуев Л.Б. ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ И ЕЕ СВЯЗЬ С МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МАТЕРИАЛА	202
Наркевич Н.А., Тагильцева Д.Н. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ НАПЛАВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ ПОКРЫТИЙ С АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ МАТРИЦЕЙ	203
Тагильцева Д.Н., Наркевич Н.А. ОСОБЕННОСТИ ТРИБОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АЗОТИСТЫХ ПОКРЫТИЙ В СРАВНЕНИИ СО СТАЛЯМИ 110Г13 И Х18Н10 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ НАГРУЗКИ	204
Наркевич Н.А., Деревягина Л.С., Гордиенко А.И. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИИ 60Х24АГ16-65Г	205
Тазов М.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРЫ ПО ТОЛЩИНЕ ЛИСТА СТАЛИ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К65, ИЗГОТОВЛЕННОГО СПОСОБОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.	206

Радченко П.А., Радченко А.В. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОРТОТРОПНЫХ ОРГАНОПЛАСТИКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ	207
Радченко П.А., Радченко А.В., Балохонов Р.Р. ВЛИЯНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	207
Радченко П.А., Гончаров М.Е., Радченко А.В., Плевков В.С. ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАТИВНОСТЬ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОЛОНН ПРИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ	208
Калатур Е.С., Буякова С.П., Кульков С.Н. НЕЛИНЕЙНАЯ УПРУГОСТЬ ПОРИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КАРКАСОВ	209
Сафиуллин Р.В. ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ	210
Сафиуллин Р.В., Мухамедалимов М.Х., Малышева С.П., Сафиуллин А.Р. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	210
Землякова Н.В., Мишакин В.В. ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА, СДВИГА И КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА	211
Чуракова А.А., Гундеров Д.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi	212
Гундеров Д.В., Поляков А.В., Семенова И.П., Рааб Г.И., Сошникова Е.П., Чуракова А.А., Емалетдинова Э., Валиев Р.З. ИЗМЕНЕНИЕ ИСТИННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДО РАЗРУШЕНИЯ И ИСТИННОГО НАПРЯЖЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ Ti Grade-4 ПРИ ФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТОДОМ РКУП- Conform.	213
Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И., Дервягина Л.С., Третьяков Н.В. ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	214
Дерюгин Е.Е. РАСЧЕТ МОДУЛЯ ЮНГА МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ УПРУГОГО НАГРУЖЕНИЯ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С ПЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ	215
Шагисев М.Р., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Хуанг Й., Гуо Ю., Шен Д. ОПТИМИЗАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ti_2AlNb	216
Гринь Р.Р., Закирова А.А., Кашасев Р.М. ВЛИЯНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 08X18N10T, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ, НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ	217
Садикова Э.И., Закирова А.А., Зарипова Р.Г. ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛИ 12X18N10T ПРИ ИПДК И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГАХ	218

Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ	219
Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ КОБАЛЬТЕ.	220
Валиахметова И.О., Пшеничнюк А.И. АМПЛИТУДНО-ЧАСТОТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АКУСТИЧЕСКОГО СИГНАЛА ОТ МОДЕЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ	221
Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В. МЕТОД МАГНИТОМЕТРИИ В ОЦЕНКЕ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОРАЗ- МЕРНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ФАЗ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	222
Клевцов Г.В., Валиев Р.З. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	223
Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гирсова Н.В. ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ИПД	224
Именной указатель	225
Содержание	230

Научное издание

52-я Международная научная конференция

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Сборник тезисов докладов
4-8 июня 2012 года
Уфа, Россия

Техническая редакция и компьютерная верстка – Е.В. Черняевой

*Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.*

Подписано в печать 15.05.2012 г. Формат 60х84/8.
Усл. печ.л. 14,26. Уч.-изд.л. 14,88. Тираж 150 экз.
Изд. № 84. Заказ 4879.

*Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450074, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*

*Отпечатано 450022, Россия, Республика Башкортостан,
г. Уфа, ул. Степана Злобина, д. 33, ИНН 0275069470*