

LVII Международная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

*24–27 мая 2016 года
Севастополь, Россия*

СБОРНИК ТЕЗИСОВ



Севастополь, 2016

Организационный комитет

Сопредседатели:

В.И. Кошкин – ректор СевГУ, проф., д.ф-м.н., Севастополь, Россия
М.Р. Филонов – проректор НИТУ «МИСиС», проф., д.т.н., Москва, Россия

Заместители председателя:

А.М. Глезер – проф., д.ф-м.н., НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
В.Г. Хромов – проф., д.т.н. СевГУ, Севастополь, Россия

В.И. Альшиц – проф., д.ф-м.н., Москва;
Р.А. Андриевский – проф., д.ф-м.н., Черногоровка
О.А. Банных – акад. РАН, Москва
Л.Р. Ботвина – проф., д.ф-м.н., Москва
В. Брайловский – проф., Монреаль, Канада
Р.З. Валиев – проф., д.ф-м.н., Уфа
П.А. Витязь – акад. НАНБ, Минск, Беларусь
Б.А. Гринберг – проф., д.ф-м.н., Екатеринбург
С.В. Добаткин – проф., д.т.н., Москва
Л.М. Капуткина – проф., д.ф-м.н., Москва
М.И. Карпов – член-корр. РАН, Черногоровка
В.В. Клубович – акад. НАНБ, Витебск, Беларусь
Э.В. Козлов – проф., д.ф-м.н., Томск
А.Г. Колмаков – проф., д.т.н., Москва
Ю.Р. Колобов – проф., д.ф-м.н., проф., Белгород
Е.А. Левашов – проф., д.т.н., Москва

Н.Ф. Морозов – акад. РАН, Санкт-Петербург
С.А. Никулин – проф., д.т.н., Москва
В.Е. Панин – акад. РАН, Томск
С.Г. Псахье – член-корр. РАН, Томск
А.Е. Романов – проф., д.ф-м.н., Санкт-Петербург
А.И. Рудской – член-корр. РАН, Санкт-Петербург
В.В. Рыбин – член-корр. РАН, Санкт-Петербург
В.В. Сагардзе – член-корр. РАН, Екатеринбург
С.В. Салихов – Минобрнауки РФ, Москва
В.М. Счастливцев – акад. РАН, Екатеринбург
Г.А. Филиппов – проф., д.т.н., Москва
Л.С. Швиндлерман – проф., д.ф-м.н., Аахен, Германия
М.А. Штремель – проф., д.ф-м.н., Москва
Ю.Эстрин – проф., д.ф-м.н., Клейтон, Австралия

Программный комитет

Сопредседатели:

В.И. Бетехтин – проф., д.ф-м.н., ФТИ РАН, Санкт-Петербург
М.И. Карпов – чл.-корр. РАН, ИФТТ РАН, Черногоровка

И.Г. Бродова – проф., д.т.н., Екатеринбург
А.А. Викарчук – проф., д.ф-м.н., Тольятти
А.Ю. Виноградов – проф., д.ф-м.н., Тольятти
Ю.И. Головин – проф., д.ф-м.н., Тамбов
В.Е. Громов – проф., д.ф-м.н., Новокузнецк
В.И. Зельдович – проф., д.ф-м.н., Екатеринбург
М.В. Дегтярев – проф., д.ф-м.н., Екатеринбург
Г.Е. Коджаспиров – проф., д.т.н., Санкт-Петербург
Н.А. Конева – проф., д.ф-м.н., Томск
А.В. Кудря – проф., д.т.н., Москва
Д.Л. Мерсон – проф., д.т.н., Тольятти
Р.Р. Мулюков – проф., д.т.н., Уфа
А.А. Назаров – проф., д.ф-м.н., Уфа
О.Б. Наймарк – проф., д.ф-м.н., Пермь

П.Д. Одесский – проф., д.т.н., Москва
В.Н. Перевезенцев – проф., д.ф-м.н., Н.Новгород
С.Д. Прокошкин – проф., д.ф-м.н., Москва
В.Г. Пушин – проф., д.ф-м.н., Екатеринбург
Г.И. Рааб – проф., д.т.н., Уфа
В.В. Рубаник – чл.-корр. НАНБ., Витебск, Беларусь
А.Г. Савченко – к.ф-м.н., Москва
А.И. Слуцкер – проф., д.ф-м.н., Санкт-Петербург
М.Д. Старостенков – проф., д.ф-м.н., Барнаул
В.Ф. Терентьев – проф., д.т.н., Москва
А.Н. Тюменцев – проф., д.ф-м.н., Томск
В.А. Федоров – проф., д.ф-м.н., Тамбов
Д.В. Штанский – проф., д.ф-м.н., Москва

Локальный оргкомитет

А.А. Харченко
Н.В. Антонова
Ю.Г. Пивнюк
Т.Н. Вакулова
Е.Н. Блинова
А.О. Черетаева

Секретари конференции:

И.Е. Пермякова
Е.В. Черняева
С.И. Рощупкин

Министерство образования и науки Российской Федерации
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Научный Совет Президиума РАН по материалам и наноматериалам
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов

Институт физики твердого тела РАН
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
Севастопольский государственный университет

Конференция проводится при финансовой поддержке Российского
Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 16-02-20195)

LVII Международная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

*24–27 мая 2016 года
Севастополь, Россия*



СБОРНИК ТЕЗИСОВ

Севастополь
2016

УДК 539.4 (06)
ББК 22.25я43
А 43

«Актуальные проблемы прочности», Международная конференция (LVII; 2016;
Севастополь)

Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LVII международной конференции,
24-27 мая, 2016 г. / СевГУ. – Севастополь, 2016. – 294 с.

Тезисы публикуются в авторской редакции

ISBN 978-5-9907602-7-1

© СевГУ 2016
© МИСиС 2016

ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Глезер А.М.

НИТУ «МИСиС», ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия
a.glezer@mail.ru

Систематически рассмотрены способы экстремальных воздействий на металлические твердые тела с целью создания предельных структурных состояний и уникальных физико-механических свойств. Рассмотрены принципы комплексных экстремальных воздействий и инженерии границ зерен, позволяющие получить перспективные многофункциональные материалы с прочностью, близкой к теоретическому пределу. Ключом к получению новых необычных свойств материалов является создание в них принципиально новых, ранее неизвестных структурных состояний, а способом создания подобных структур – экстремальные воздействия на твердые тела. По мнению знаменитого английского физика Р.У. Кана материалы в предельных состояниях являются последним достижением материаловедения и будут активно развиваться в дальнейшем [1]. К предельным относятся состояния, обусловленные экстремальным характером их обработки, и, как следствие, уникальным характером формирующейся при этом микроструктуры. Ниже рассмотрены наиболее эффективные из подобных обработок.

Закалка из расплава. Продемонстрировано многообразие структурных состояний, которые можно получить этим методом (аморфное, аморфно – нанокристаллическое и наноструктурированное). Соответственно столь же многообразны и даже уникальны физико – механические свойства, присущие этим структурам.

Мегапластическая деформация. Рассмотрен новый диссипативный подход к объяснению основных процессов формирования структуры и физико-механических свойств. Предложены модифицированные структурные модели фрагментации и фазовых переходов, а также рассмотрена природы аномалий механических и магнитных свойств.

Криогенная деформация, лазерная и ультразвуковая обработки. На различных примерах показана эффективность подобных обработок для существенного повышения комплекса физико-механических характеристик материалов.

Принцип комбинированных экстремальных воздействий. У нас возникла идея объединить вышеупомянутые экстремальные воздействия и «выстроить» их в единую технологическую цепочку, что привело к формированию комплекса уникальных физических и механических свойств сплавов, который не удавалось получить ранее. При этом возможно выстраивание различных технологических, в частности четырехзвенных, цепочек, в которых необходимо «синхронизировать» параметры всех способов воздействий на материал для получения качественно новых структур и структурно – чувствительных свойств.

Принцип инженерии границ зерен. Предложена новая концепция упрочнения нанокристаллов, основанная на конкуренции различных механизмов пластической деформации: дислокационного скольжения и зернограничного проскальзывания. Методом компьютерного моделирования и экспериментально подтверждено, что с помощью инженерии границ зерен на основе предложенной концепции удастся существенно повысить прочность металлических материалов на основе титана вплоть до предельных (теоретических) значений.

1. Кан Р. У. Становление материаловедения. Н.-Новгород: Изд-во ННГУ им. Н.И. Лобачевского, 2011

ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННОЙ СТОЙКОСТЬЮ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ

Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н., Логунов А.В.

ПАО «НПО «Сатурн», danilov_d.v@rambler.ru

Газотурбинные двигатели, изначально разрабатываемые как авиационные, кроме своего основного назначения, в настоящее время приобретают широкое распространение в качестве энергетических установок электростанций, газоперекачивающих агрегатов, а также силовых установок кораблей. Причиной такой тенденции является компактность, высокая мощность и низкая вибрация газовых турбин по сравнению с двигателями внутреннего сгорания и паровыми турбинами.

Ведущими мировыми производителями газотурбинной техники ведутся активные работы по повышению эффективности и топливной экономичности газотурбинных установок (ГТУ). На сегодняшний день уже эксплуатируются ГТУ мощностью свыше 450 МВт, что сравнимо с показателями крупной гидроэлектростанции. Температура рабочих газов современных агрегатов на входе в турбину перешла за отметку 1500°C, что на 150-200°C выше, чем на установках, выпускаемых в 80-90е прошлого столетия. В это же время удельная масса ГТУ снизилась с 10 до 1,5 кг/кВт, а удельная стоимость (в сопоставимых ценах практически за 70- летний период) уменьшилась более чем в два раза [1].

Одной из основных проблем, без решения которой невозможно создание нового поколения ГТУ, является развитие научной базы и создание на её основе нового поколения литейных никелевых жаропрочных сплавов с монокристалльной структурой для охлаждаемых рабочих и сопловых лопаток.

Сложность решаемой задачи заключается в том, что необходимо найти оптимальное решение, одновременно удовлетворяющее двум главным, противоречащим друг другу требованиям, а именно:

- сплав должен обладать повышенной стойкостью к сульфидной коррозии. Согласно данным удовлетворительная стойкость никелевых сплавов к сульфидной коррозии начинается при содержании в них хрома не менее 12 % мас. [2];

- сплав должен обладать высокой жаропрочностью, а это связано с повышенным легированием его такими эффективными при высоких температурах элементами, как вольфрам, молибден, рений.

Однако при высоком содержании в сплаве хрома он начинает образовывать с этими элементами охрупчивающие топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы, имеющие пластинчатую форму.

Таким образом, успешное решение задачи оптимизации состава нового сплава, обладающего повышенной стойкостью к сульфидной коррозии и одновременно высокой жаропрочностью, возможно лишь путем создания соответствующих моделей «состав - свойства», способных рассчитывать все критические параметры сплава, а именно: прочностные параметры, структурные факторы, структурно-фазовую стабильность, коррозионную стойкость, температуры фазовых превращений.

1. В.Ф. Галушко. Вопросы развития и совершенствования энергетических ГТУ. Материалы 6 Международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию Южно-Российского государственного технического университета (Новочеркасского политехнического института), Новочеркасск, 22-23 ноября, 2007: ЮРГТУ, 2007, с. 172-175.
2. Ф.Ф. Химушин «Жаропрочные стали и сплавы», М., Металлургия, 1969, 149 с.

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Карпов М. И.

*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл.,
karpov@issp.ac.ru*

В докладе представлен обзор достижений в области исследования и разработки новых жаропрочных материалов на основе систем Nb–Si и Mo–Si и технологий получения этих материалов и изделий из них для нужд авиационной техники и энергетики. Создание таких материалов является одной из важнейших задач современного материаловедения. Это связано с тем, что используемые в настоящее время для этих целей никелевые суперсплавы, имеют низкую температуру плавления $\sim 1400^{\circ}\text{C}$, которая ограничивает их собственную максимальную рабочую температуру интервалом $1100\text{--}1150^{\circ}\text{C}$ и температуру газа на выходе из турбины значениями $1300\text{--}1400^{\circ}\text{C}$. Этот температурный интервал является неблагоприятным как с технической точки зрения, поскольку чем выше температура газа в двигателе, тем выше термодинамическая эффективность его работы, так и с экологической, поскольку, чем выше температура газа в двигателе, тем меньше загрязнение атмосферы оксидами углерода и нитридами. Дальнейшее повышение температуры газа на выходе из турбины возможно только при создании новых жаропрочных сплавов на более тугоплавкой основе. Приведены результаты исследований США, ЕС, Японии, России.

ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Филиппов Г.А.

*ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина», г. Москва, Россия
iqs12@yandex.ru*

Основным требованием, предъявляемым к современным конструкционным материалам, является повышенная прочность и эксплуатационная надежность. Известно, что повышение прочности конструкционной стали без ущерба надежности может быть осуществлено применением комплекса технологических приемов, обеспечивающих улучшение качества по вредным примесям и газонасыщенности, измельчение структуры за счет модифицирования, рационального раскисления и микролегирования, использование специальных режимов деформационно-термической обработки. Попытки же повысить уровень прочности стали только за счет корректировки режима термообработки, как правило, чревато преждевременным хрупким разрушением стальных изделий и конструкций.

Одним из наиболее опасных видов преждевременного разрушения, определяющих эксплуатационную надежность, является замедленное хрупкое разрушение, развивающееся во времени при напряжениях ниже предела текучести стали. Считалось, что замедленному разрушению в основном подвержены стали со структурой закаленного мартенсита. Однако, феррито-перлитные и феррито-бейнитные стали с высоким запасом пластичности и вязкости также подвержены этому виду разрушения, в частности в условиях воздействия напряжений, коррозионной среды и водорода.

В настоящем докладе рассмотрены закономерности влияния различных факторов на сопротивление хрупкому, в том числе замедленному разрушению конструкционных сталей разных структурных классов: феррито-перлитных, перлитных и мартенситных.

Представлены реальные случаи преждевременного хрупкого разрушения и причины их вызвавшие, а также принципы создания высокопрочных конструкционных сталей с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО КРИОПРОКАТКОЙ

Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Москаленко В.А.

andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru

Одной из причин, ограничивающей применение титана в высокопрочном наноструктурном (НС) состоянии, является его недостаточная термическая стабильность, поэтому изучение влияния термического воздействия на структуру и свойства нанокристаллического титана является достаточно актуальной задачей [1].

В данной работе представлены результаты исследования термостабильности наноструктурного (НС) титана ВТ1-0. Измельчение зерна титана до наноразмеров было проведено с применением криопрокатки при температуре, близкой к температуре жидкого азота [2]. Установлено, что в результате криодеформирования происходит сильное измельчение зерен: максимальный размер кристаллитов, имеющих двойниковую природу, не превышает 160 нм, а их средний размер составляет 40 нм.

В данной работе исследовалась микротвердость образцов титана НС состоянии в при температурах отжига ($T_{ан}$) 573, 673, 773, 973 и 1073 К и длительности – от 45 минут до 100 часов. Установлено, что отжиг в течении 10 часов в интервале температур 573-

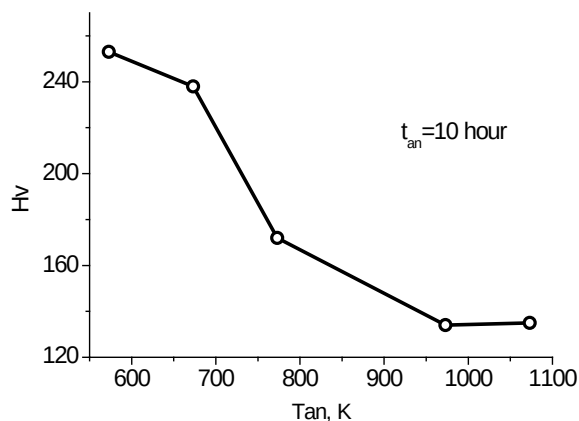


Рис. 1. Зависимость микротвердости H_v от температуры отжига для НС титана, полученного при криодеформировании; длительность отжига $t_{ан} = 10$ час

673 К приводит к небольшому снижению микротвердости (от 244 до ~240 Hv). Размер зерна НС титана при таких параметрах отжига составил $\approx 1,1 \mu m$. При повышении температуры отжига до 973-1073 К наблюдается существенное снижение микротвердости – почти в два раза (рис. 1). Увеличение длительности отжига от 10 до 100 часов (для каждой из этих температур) практически не повлияло на изменение микротвердости.

Анализ экспериментальных данных показал, что сформированное криопрокаткой НС состояние титана ВТ1-0 остается достаточно стабильным при температурах вплоть до 673 К даже при длительных временах отжига – размер зерна увеличивается

до $\sim 1,1 \mu m$. Как было показано в [2], термическая стабильность структуры НС титана обусловлена двойниковой природой внутренних поверхностей раздела (границ кристаллитов), образующихся при криомеханической фрагментации зерна. При повышении $T_{ан}$ свыше 773 К обнаружено заметное снижение микротвердости, что, в первую очередь, связано с ростом зерна.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-12-30010).

1. Андриевский Р.А. // Успехи химии. 2014. Т. 83. Вып. 4. С. 365-375.
2. Москаленко В.А., Бетехтин В.И., Кардашев Б.К. и др. // ФТТ. 2014. Т.26. Вып. 8. С. 1539-1545.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ РЯДА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Грязнов Е.Ф.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
г. Москва, Россия,
gryaznov-2000@mail.ru

Работа посвящена исследованию прочностных свойств ряда конструкционных сталей, испытывающих динамические нагрузки. Хорошо известно, что в условиях динамического нагружения характеристики прочности и пластичности металлических образцов существенно отличаются от своих статических значений [1]. Наиболее «жесткие» параметры динамических нагрузок реализуются в условиях взрывного нагружения и высокоскоростного удара, при которых в образцах формируются ударные волны с амплитудой давления до (40...50) ГПа, скорость деформации достигает величины $\dot{\epsilon} = 10^4 \dots 10^8 \text{ с}^{-1}$, при этом в нагружаемых образцах наблюдается разрушение откольного типа.

Определению характеристик откольной прочности материалов посвящено большое число известных работ. Наиболее систематические исследования в этом направлении проводились в ИПХФ РАН (г. Черноголовка) [2]. Основным методом определения откольной прочности материала является измерение профиля скорости свободной поверхности нагружаемого образца как функции времени $u(t)$. Упруго-пластическое поведение металлов при нагружении ударными волнами обычно исследуется на плоских образцах. Деформирование и разрушение пластин при этом происходит в условиях одноосной деформации. В осесимметричных оболочках в отличие от пластин реализуется схема плоско-деформированного состояния. В настоящей работе для оценки влияния схемы напряженно-деформированного состояния на характеристики динамической прочности проведены сравнительные испытания оболочек и пластин, выполненных из одних и тех же сталей.

Для регистрации скорости свободной поверхности оболочек и пластин применялся метод лазерной интерферометрии. Для реализации метода регистрации $u(t)$ применительно к оболочкам разработаны специальные схемы взрывного нагружения. Цилиндрические и конические оболочки, а также плоские образцы выполнялись из ряда конструкционных сталей: сталь 20, сталь 45, сталь 45Х, 60, 60С2 и 110Г2С. В результате исследований определены характеристики их динамической прочности: значения динамических пределов текучести, упругости и динамической (откольной) прочности. Сравнение измеренных характеристик для плоской и осесимметричной схем нагружения показало, что схема нагружения практически не влияет на параметры динамической прочности рассмотренных сталей.

1. Физика взрыва / Под.ред. Л.П.Орленко. – Изд. 3-е, переработанное. – в 2т. Т.2. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002-656с. ISBN 5-9221-0220-6
2. Каннель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных веществах. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008.-248с. ISBN 978-5-9221-0882-9

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ТВЁРДЫХ ТЕЛАХ

Пилюгин В.П.

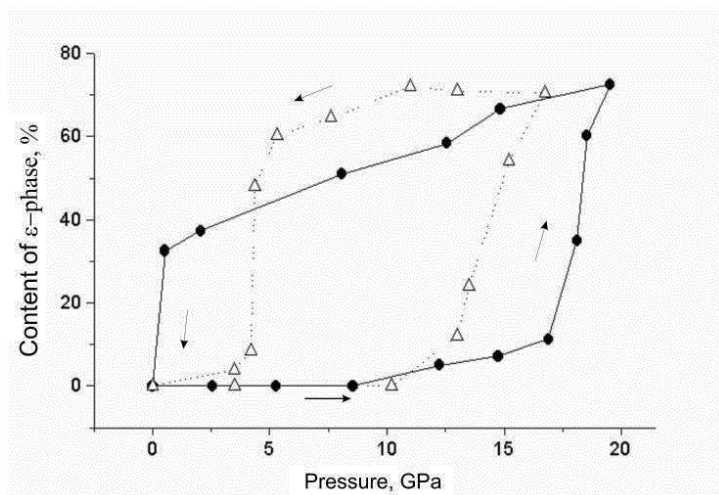
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
pilyugin@imp.uran.ru

За более чем восьмидесятилетнюю историю активного применения метода Бриджмена – сдвиг под высоким давлением, накоплен обширный экспериментальный материал по исследованию влияния мягкой схемы напряженного состояния на структурно-фазовые превращения веществ с различными типами связи. В данной работе обзорно рассматриваются преимущественно результаты по переходным *d*-металлам и сплавам на их основе. Развитие методов микроструктурного исследования твёрдых тел и в частности металлов в последнее двадцатилетие вновь активизировали методы глубокой деформационной обработки высоким давлением, и в частности метод Бриджмена.

На широком классе металлов IV–VIII групп таблицы химических элементов и их сплавов проведено исследование влияния высокого давления в сочетании с пластической деформацией на их структурно-фазовое состояние.

На ряде однофазных металлов: Ni, Nb, Mo, Pd при давлениях до 10–12 ГПа установлена последовательность структурных деформационных превращений в зависимости от подвижности дислокаций, определяемой как природой материала, так и содержанием легирующих элементов и температурно-барическими условиями обработки.

Определено влияние деформационной структурной фрагментации на гистерезис прямых и обратных барических фазовых переходов $\alpha - \omega$ в Ti и Zr и $\alpha - \epsilon$ в Fe и сплавах систем Fe–Mn, Fe–Ni, Fe–Ni–Cr, Ni–Mn. При фазовых переходах, и в частности, в мартенситных переходах движущей силой является разница свободных энергий фаз, а сдерживающей силой физический предел текучести. Эксперименты по сжатию осу-



ществляли при комнатной и криотемпературах, поэтому механизм фазового перехода является барическим переходом мартенситного типа, и по природе мартенситного перехода, он чувствителен к структурному состоянию материала. Контролируемое деформационное фрагментирование структуры металлов до нанокристаллического состояния существенно расширяет гистерезис прямых и обратных превращений. Физическим механизмом расширения гистерезиса является увеличение физиче-

ского предела текучести, при этом физический предел текучести (по измерениям твёрдости) возрастает в железе на 4 ГПа, что сопоставимо с величиной расширения гистерезиса на 4 ГПа по шкале давления, как установлено в экспериментах *in situ* под давлением, в направлении и роста и снижения давления. Аналогичные результаты получены и для титана и для циркония. Расширение гистерезиса превращения при наноструктурировании таково, что расширяет область существования ϵ (ГПУ) фазы высокого давления в железе близко к нормальным условиям.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327).

ГРАДИЕНТНЫЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СУБСТРУКТУРЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu-Al

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

ФГБОУ ВО «Томский государственный архитектурно-строительный
университет», Томск, Россия
koneva@tsuab.ru

Целью работы является установление закономерностей развития дислокационной структуры и ее параметров с расстоянием от места разрушения образца. Для исследования были взяты поликристаллические ГЦК сплавы с размером зерен 100 мкм системы Cu-Al в интервале концентраций Al 0.2...14 ат.%. Размер рабочей части образца – 120×60×1 мм. Деформация задавалась растяжением на машине «Instron» при $T = 293\text{K}$. Образцы деформировали до разрыва со скоростью 10^{-2} с^{-1} . Разрушение образцов происходило в их центральной части. Исследование проводилось на фольгах в электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540», снабженных гониометром с наклоном и прецессией.

Сплавы с содержанием Al до 5 ат.% разрушались при достижении степени деформации $\epsilon_{\text{ист}} \approx 0.60$. Сплавы, в которых Al было более 10 ат.% разрушались при $\epsilon_{\text{ист}} \approx 0.90$. Исследование дислокационной структуры проводилось в локальных участках разрушенных образцов через каждые 2 мм от места разрушения к месту захвата образца. Были измерены различные параметры, характеризующие дислокационные субструктуры (ДСС). Изменение некоторых параметров ДСС с расстоянием (X) от места разрушения образца в сплаве Cu+10 ат.% Al представлены на рисунке.

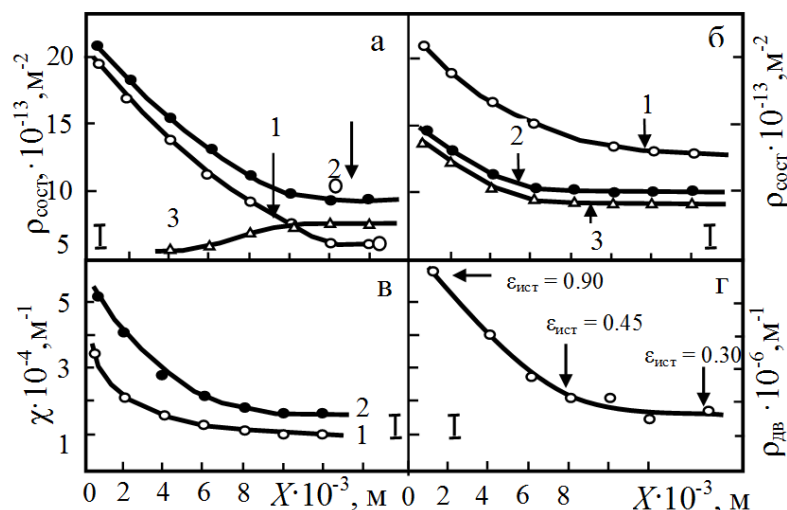


Рис. Изменение параметров ДСС по мере удаления от центра разрушения: а – плотность дислокаций: в сгущениях (1), в разориентированной ячеисто-сетчатой ДСС (2), вблизи микродвойников (3); б – плотность дислокаций вблизи микрополос (1), плотность дислокаций в неоднородной сетчатой ДСС (2), плотность дислокаций в однородной сетчатой (3); в – кривизна-кручение кристаллической решетки χ : средняя величина (1), у границ зерен (2); г – среднее значение плотности микродвойников. Начало координат обозначает место разрушения образца. На "г" указаны локальные деформации.

Наблюдается общая тенденция: величины параметров дислокационных субструктур сначала убывают с удалением от места разрушения образца. Наблюдается значительный градиент этих параметров. Начиная с $X \geq 6 \text{ мм}$ их значения практически не из-

меняются. Это свидетельствует о том, что на значительной области образца деформация и дефектная структура образца оказываются однородными.

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России № 3.295.2014/к и № 461.

ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА РЕБИНДЕРА В УСЛОВИЯХ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Банников М.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред Уро РАН, Пермь, Россия

mbannikov@icmm.ru

Универсальность проявлений эффекта Ребиндера как обратимого (некоррозионного) влияния среды на механические свойства твердых тел и материалов при контакте с поверхностно-активными веществами (ПАВ) установлена для широкого класса материалов: металлов и неметаллов, аморфных и пористых материалов [1-4]. В работе приводится исследование влияния ПАВ - жидкого металла на усталостную прочность и долговечность металлов при нагружении в режимах многоциклового и гигациклового усталости [5], когда при высокой частоте нагружения амплитуда напряжений, воздействующих на материал, очень мала. Данные условия нагружения соответствуют режимам эксплуатации материалов в авиационной и автомобильной промышленности, в энергетической отрасли.

Исследуется адсорбционное понижение прочности чистого железа под действием жидкого эвтектоидного сплава на основе галлия с оловом и индием при нагружении в режиме гигациклового усталости. Анализ результатов испытания образцов из армко-железа для образцов на воздухе и при контакте с жидким металлом позволяет сделать вывод о том, что для рассматриваемого материала на воздухе существует предполагаемый предел усталости на базе испытаний $3 \cdot 10^9$ при напряжении 160 МПа. Однако, при поверхностном контакте образца с тонким слоем жидкого галлия усталостная долговечность снижается более чем на 2-3 порядка: $6 \cdot 10^6$ - $2,3 \cdot 10^7$ циклов до разрушения. При этом жидкая фаза влияет на механизм образования усталостной трещины, но механизм ее распространения остается традиционным. Эффект Ребиндера кардинально изменяет механизм зарождения трещины при гигацикловом режиме нагружения, что приводит к образованию трещины с поверхности образца, а не в объеме материала, что характерно для гигациклового усталостного разрушения на воздухе.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 15-08-08921, 16-41-590892 p_a, 16-48-590534 p_a.

1. Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. О влиянии изменений поверхностной энергии на спайность, твердость и другие свойства кристаллов // Сб. VI Съезд русских физиков. М., 1928. С. 29.2. Коллоидн. ж. 1958. 20. С. 645.
2. Шевеля В.В., Костецкий Б.И. Влияние поверхностноактивных сред на формирование дислокационной структуры при усталости металлов // доклады академии наук, 1967, т. 175, №6, 1270-1272
3. Lynch SP. Effect of environment on fracture – mechanisms of liquid–metal embrittlement, stress-corrosion cracking and corrosion-fatigue. // Int Conf Fract 1977;1:859–66.
4. Е.Д. Щукин Влияние активной среды на механическую устойчивость и повреждаемость поверхности твердого тела // Вестн. Моск. Ун.-та. Сер. 2. Химия. 2012. Т. 53. № 1
5. Bathias, C. Paris P. C., Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice // Marcel Dekker Publisher Co. – 2005. – 328 p.

ВЕДУЩАЯ РОЛЬ ПЛАНАРНОЙ ПОДСИСТЕМЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ИХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Сурикова Н.С., Попкова Ю.Ф., Борисюк Д.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН Томск, Россия

elsukova@yandex.ru

В физической мезомеханике деформируемое твердое тело рассматривается как многоуровневая, нелинейная, иерархически организованная система, состоящая из двух самостоятельных подсистем: объемной кристаллической и планарной, включающей поверхностные слои и все внутренние границы раздела. Планарная подсистема играет ведущую функциональную роль: она не имеет трансляционной инвариантности, с ней связаны первичные пластические сдвиги, создающие многоуровневые эффекты кривизны решетки 3Д подсистемы, что обуславливает генерацию деформационных дефектов на интерфейсах 2Д и 3Д подсистем. Особый интерес для выявления роли планарной подсистемы в пластической деформации представляет исследование механизмов самосогласования некристаллического (в планарной подсистеме) и кристаллографического (в зернах поликристалла) скольжения. Зернограничное скольжение (ЗГС) вызывает действие на зерна моментных напряжений и повороты зерен как целого. В соответствии с законом сохранения момента импульса, в объеме зерен должны развиваться поворотные моды деформации обратного знака. Эти вопросы не исследованы. Для ответа на них необходимо проводить испытания при постоянном напряжении, т.е. в условиях ползучести, когда резко возрастают эффекты зернограничного скольжения.

Традиционно оценки диффузионных механизмов ползучести, контролируемой точечными дефектами на основе тепловых вакансий, всегда показывали её малый вклад в общую пластическую деформацию. Однако они проводились без учета особого состояния поверхностных слоев и внутренних границ раздела. Цель настоящей работы – исследовать роль планарной подсистемы в ползучести поликристаллов. При этом особое внимание обращается на развитие кривизны структуры планарной подсистемы, в которой возникает высокая концентрация атермически неравновесных вакансий.

Материалами исследования являются поликристаллы высокочистых свинца С000 и алюминия А999. Они имеют одинаковую ГЦК решетку, но существенно отличаются по степени их сдвиговой устойчивости: для Рb она низкая, для Al – высокая. Испытания проводили при 50⁰ С. Структурные исследования выполняли методами оптической, интерференционной и электронной растровой микроскопии.

Полученные результаты однозначно свидетельствуют о ведущей роли в ползучести поликристаллов поверхностных слоев и границ зерен. Деформация в объеме зерен является вторичным процессом, аккомодирующим поворотные моды ЗГ-го скольжения. Определяющую роль в развитии самосогласованной деформации при ползучести играет формирование поворотных мод ЗГС, которые активируют в зернах возникновение ячеистой дислокационной субструктуры и полос сдвига с обратным знаком поворота. В полосах сдвига аккомодационные повороты осуществляются механизмом нанофрагментации материала. Данные аккомодационные процессы особенно сильно выражены в приграничных зонах поликристаллов, где возникает сильная кривизна кристаллической решетки. В этих условиях формируются мезовихри пластической деформации, развиваются эффекты экструзии – интрузии материала, происходит его расслоение на отдельные ламели, зарождаются несплошности и трещины. Ползучесть поликристаллов должна описываться как многоуровневый нелинейный иерархически организованный процесс.

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ СЛОИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИОБИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ

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

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

prohorov@issp.ac.ru

Улучшить удельные характеристики существующих ГТД и ГТУ и создать качественно новые образцы газотурбинной техники можно, заменив NiAl-сплавы более высокотемпературными жаропрочными материалами. Такие исследования проводятся, в основном, со сплавами на основе Nb–Si и Mo–Si и в меньшей степени с Nb–Al и Mo–Al.

Сплавы на основе системы Nb–Al обладают высокими температурами плавления и относительно низкой плотностью, что позволяет надеяться существенно поднять барьер рабочих температур ГТД и ГТУ.

Формирование микроструктуры из вязко-пластичной металлической матрицы и упрочняющих фаз в NbAl-сплавах сложно реализовать методом направленной кристаллизации из-за перитектической реакции образования интерметаллического соединения Nb₃Al. Поэтому нам представляется, что здесь целесообразно использовать твердофазные технологии создания слоистых структур с использованием диффузионной сварки (ДС) многослойных пакетов и их прокатки.

Преимуществами данной технологии являются: 1 – отсутствие необходимости в плавлении, для которого требуется химически инертный к сплаву и огнеупорный тигель (рис. 1,а); 2 – простота регулирования толщины слоев твердого раствора и образующихся интерметаллических фаз; 3 – возможность, кроме интерметаллического упрочнения, проведения упрочнения композитов карбидными слоями (рис. 1,б), оксидными волокнами и другими химическими соединениями; 4 – использование (при формировании пакетов) фольг с покрытиями из трудно или совсем недеформируемых металлов и металлоидов, например, с кремнием и углеродом; 5 – имея соответствующую оснастку, изготовление образцов сложной формы по безотходной технологии.

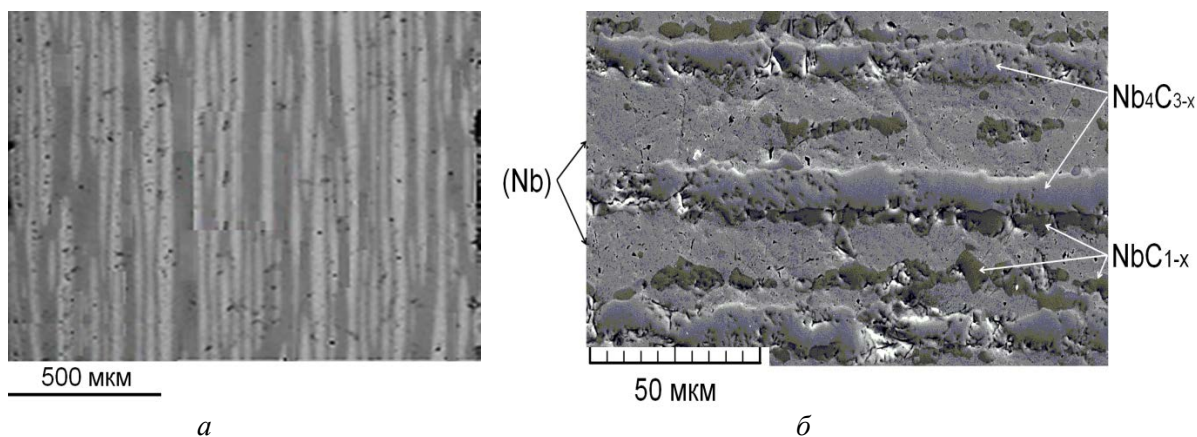


Рис. 1. Микроструктуры композитов после ДС: а – пакет, собранный из 4-х многослойных Nb/Al-фольг с Al-прослойками (2-й цикл); б – композит с упрочнением карбидным упрочнением [(Nb) – твердый раствор углерода в ниобии]

И, наконец, перспектива разрабатываемого метода заключается в использовании Nb-сплавов. Изготовление их было опробовано в два этапа. На 1-м: получение сплава по твердофазной технологии из пакетов, собранных по целевому назначению. После ДС не должно быть интерметаллических и тому подобных фаз, так как после сварки происходит прокатка пакета. 2-й этап – сборка пакета с алюминием.

ХИМИЧЕСКАЯ СВЯЗЬ И ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сироткин О.С., Сироткин Р.О.

Казанский государственный энергетический университет, Казань, Россия

rsir@mail.ru

Недооцененным резервом в оценке физических и особенно механических прочностных свойств материалов является дефицит исследований по влиянию особенностей химической природы веществ и материалов на их основе. Это подтверждается, например, тем, что традиционно материаловеды разделяют свойства на зависящие (структурно-чувствительные) и не зависящие (структурно-нечувствительные) от структуры материалов. Причем к последним традиционно относят модуль Юнга, а для керамических материалов показатель преломления, плотность, удельную теплоемкость, температуру плавления, химическую стойкость, коэффициент термического расширения. К структурно-чувствительным свойствам относят такие свойства, как прочность на разрыв, пластичность, теплопроводность и др. Авторы настоящего сообщения не могут с этим согласиться и считают, что независимых от структуры вещества свойств нет [1]. Просто сегодня не всегда правильно трактуется понятие структуры, а в некоторых случаях эти зависимости пока не установлены или делается попытка связать конкретное свойство не с тем уровнем структуры материала, от которого оно зависит. Ведь когда традиционно утверждают, что «модуль упругости практически не зависит от структуры металла и определяется силами межатомной связи», то в рамках многоуровневой организации материала в ряду: микро- (химический электронно-ядерный, молекулярный и наноуровень), мезо- и макроструктура именно химический микроструктурный уровень является базовым, задающим теоретических максимум свойств любого материала, включая и модуль Юнга [1-3].

Сравнение характеристических свойств металлических и полимерных материалов как двух важнейших практически значимых классов материалов, образованных на микроструктурном уровне двумя различными типами химической связи элементов (преимущественно металлической и ковалентной), позволяет понять фундаментальное влияние химической связи на противоположность этих свойств: пластичность – эластичность или высокоэластичность; электропроводность – диэлектрик; высокая плотность – низкая плотность; повышенная способность к образованию непрозрачных кристаллических твердых веществ – повышенная способность к образованию прозрачных аморфных жидких и твердых стеклообразных веществ; способность к переработке в изделия литьем при относительно высоких температурах – способность к переработке в изделия литьем при более низких, чем металлы, температурах (в среднем на порядок) и т.д. В рамках единой модели химической связи определен общий характер влияния соотношения металлической и ковалентной химической связи на величину предела текучести и прочности, твердости, электро- и теплопроводности, температур плавления и других свойств веществ и материалов при переходе от металлических соединений к ковалентным [1-3].

1. Сироткин О.С., Сироткин Р.О. К вопросу о существовании структурно-нечувствительных свойств материалов // Технология металлов, 2012, №1, с. 14-20.
2. Сироткин Р.О. Электронно-ядерная, молекулярная и надмолекулярная структура полимерных материалов и их физико-механические свойства («Состав – тип связи – структура – свойства» в полимерах и металлах). Казань: КГЭУ, 2006, 240 с.
3. Сироткин О. С. Основы современного материаловедения. М: Инфра-М, 2015, 364 с.

МНОГОУРОВНЕВАЯ СТРУКТУРНАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ И ВКЛАД ХИМИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ИХ ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Сироткин Р.О., Сироткин О.С.

*Казанский государственный энергетический университет,
Казань, Россия,
rsir@mail.ru*

Традиционно изучение связи «состав – структура – свойства» для полимерных и металлических материалов ведется обособленно и описывается, как правило, различными теориями. Однако создание материалов нового поколения на основе гибридных и наноструктурированных материалов, сочетающих преимущества органических и неорганических полимерных и металлических материалов, требует разработки и новых универсальных подходов к оценке их структуры и свойств.

Для решения поставленной задачи была разработана единая классификация уровней структурной организации металлических и полимерных материалов, включающая в себя три основных уровня – микро-, мезо- и макроструктура; в свою очередь в микроструктуре можно выделить следующие подуровни: электронно-ядерный (химический) и молекулярный (которые образуют тонкую структуру), а также наноструктурный. В результате анализа единой классификации уровней структурной организации металлических и полимерных материалов показано, что единство природы металлических и полимерных материалов определяется общностью химической природы электронно-ядерной микроструктуры любого вида металлического и неметаллического материала.

Далее с использованием электроотрицательности были разработаны методики расчета основных компонент (степеней ковалентности, металличности и ионности) гомо- и гетероядерных химических связей элементов микроструктуры металлических и полимерных материалов. На качественном и количественном уровнях была подтверждена возможность трактовки межмолекулярного взаимодействия как остаточного, или вторичного, от химического взаимодействия.

Было показано, что несмотря на то, что свойства любого материала определяются совокупным вкладом каждого из уровней или подуровней его структурной организации, для многих свойств, как правило, можно указать уровень структуры материала, вклад которого в соответствующее свойство является доминирующим.

Используя рассчитанные по разработанной методике компоненты химической связи, был установлен характер влияния тонкой (прежде всего электронно-ядерной химической) структуры на такие свойства металлов и неметаллов, образованных гомоядерными соединениями, как модуль упругости, предел прочности и твердость по Моосу. Впервые определены значения степеней ковалентности (металличности), равные примерно 40% (60%), позволяющие получать максимальные значения вышеуказанных свойств.

1. Сироткин Р.О. Электронно-ядерная, молекулярная и надмолекулярная структура полимерных материалов и их физико-механические свойства («Состав – тип связи – структура – свойства» в полимерах и металлах). Казань: КГЭУ, 2007, 240 с.
2. Сироткин О.С., Сироткин Р.О., Трубачева А.М. О необходимости и варианте учета металлической компоненты в гетероядерных связях // Журнал неорганической химии, 2005, т. 50, № 1, с. 71-75.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ IN-SITU

Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю., Данюк А.В., Селезнев М.Н., Васильев Е.В.

ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет»

d.merson@tltsu.ru

При создании новых или модификации традиционных металлических материалов возникает проблема обеспечения оптимального (или заданного) комплекса прочностных и пластических свойств. Существующий на сегодняшний день теоретический уровень развития физики прочности и пластичности не позволяет с большой точностью прогнозировать поведение нового материала под воздействием внешних полей. В связи с этим, для проверки свойств и поведения новых материалов в условиях внешних воздействий экспериментаторам приходится проводить огромный объем рутинных дорогостоящих экспериментальных исследований.

Пластические свойства материалов напрямую зависят от деформационных механизмов и последовательности их включения в работу. Поэтому материаловедам очень важно иметь такие исследовательские инструменты, которые позволяли бы идентифицировать механизмы пластической деформации, реализующиеся в объекте изучения, в реальном времени.

К числу таких инструментов можно отнести методы акустической эмиссии (АЭ), скоростной видео и тепловизионной съемки. Судить о механизмах разрушения наряду с традиционным методом растровой электронной микроскопии позволяет относительно новый метод лазерной сканирующей конфокальной микроскопии, с помощью которого вполне возможен переход от качественного к количественному описанию характеристик элементов излома.

По всем указанным направлениям в Тольяттинском государственном университете в настоящее время ведутся активные работы. Применение инновационных методов обработки АЭ-информации, среди которых способы спектрального шумоподавления на базе алгоритмов: «Noise Gating» / «Noise Reduction» и «FFT-Filter»; детектирования АЭ событий в непрерывном случайном временном ряду (алгоритм «Phase Picker»); идентификации и классификации источников АЭ по подобию формы кривой спектральной плотности (алгоритм « R^2 »), позволило на порядок повысить практическую чувствительность метода АЭ к элементарным механизмам пластической деформации и повысить точность регистрации времен их срабатывания.

В данном докладе приводятся конкретные примеры реализации возможностей методов АЭ и скоростной видеосъемки для идентификации механизмов пластической деформации in situ при различных способах нагружения исследуемых объектов. В частности, приводятся данные по кинетике и конкуренции различных механизмов пластической деформации в перспективных ТВИП/ТРИП сталях и магниевых сплавах. Показана чрезвычайная чувствительность метода АЭ к регистрации элементарных механизмов деформации при скрайбировании модельных материалов, в том числе тонкая связь спектральных характеристик АЭ с кристаллографическими направлениями отдельных зерен. Кроме того, показана высокая перспектива сочетания методов скоростной видеосъемки с методом АЭ, которое позволяет фиксировать и сохранять только «полезную» информацию

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, в рамках соглашения № 15-19-30025.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ Nb-Si IN-SITU КОМПОЗИТЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия.

stroganova@issp.ac.ru.

Высокотемпературные композиты системы Nb-Si рассматриваются в качестве материала, предназначенного для изготовления теплонагруженных изделий, в частности лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД). К их преимуществам относятся высокие температуры плавления $\sim 1920^\circ\text{C}$, высокие прочностные свойства в диапазоне $1200\text{--}1400^\circ\text{C}$ и меньшая плотность, находящаяся на уровне $6,6\text{--}7,2\text{ г/см}^3$, по сравнению с традиционно применяемыми жаропрочными никелевыми сплавами. Структурно представляют собой систему из двух основных составляющих: пластичного твердого раствора на основе ниобия и твердого раствора на основе интерметаллида Nb_5Si_3 . Первый обеспечивает композиту вязкость, а второй – высокотемпературную прочность. Основными легирующими элементами являются переходные металлы IV-VIb групп.

Исходные образцы композита Nb-16Si-Ti-Zr-Hf-Cr-Al-Mo (ат.%) получали методом индукционной плавки в режиме направленной кристаллизации со скоростью кристаллизации 5 мм/мин в атмосфере аргона. На рисунке 1 изображена направленная микроструктура, которая представляет собой набор эвтектических колоний, вытянутых вдоль направления роста.

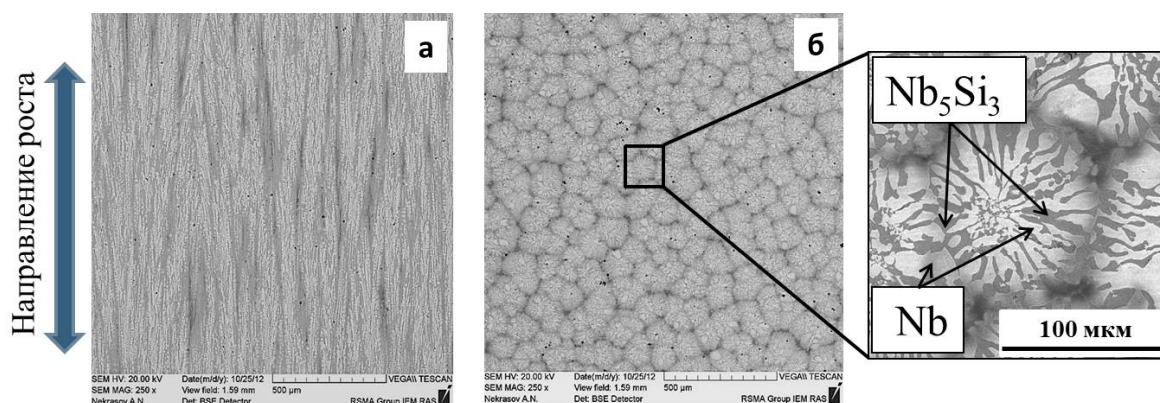


Рис. 1. Микроструктура продольного (a) и поперечного (б) сечений образца Nb-Si композита

Важным свойством пригодности материала при повышенных температурах является сопротивление ползучести. В связи с этим, для исследования была выбрана величина 100-часовой прочности. Методом испытания на изгиб и растяжение при 1300°C была определена 100-часовая прочность 10 образцов. Установлено, что ее значения находятся в пределах 79–113 МПа (среднее 96,7 МПа) при изгибе и 15–30 МПа (среднее 24 МПа) при растяжении. Значение предела прочности при изгибе составили 623–754 МПа (среднее 670 МПа), а при растяжении 202–314 МПа (среднее 246 МПа). Следовательно, значение 100-часовой и предела прочности при растяжении в четыре и три раза ниже прочности на изгиб, соответственно. Полученная корреляционная зависимость позволит проводить экспрессную оценку прочности композиционных Nb-Si материалов при испытаниях на изгиб и растяжение.

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА, СТОЙКИХ К РАЗРУШЕНИЮ В H_2S -СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Шабалов И.П.¹, Матросов Ю.И.², Холодный А.А.², Великоднев В.Я.¹

¹ ООО «Трубные инновационные технологии», Москва, Россия

² ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
Москва, Россия

pscenter@chermet.net

Увеличение потребности в природном газе и нефти приводит к необходимости разработки месторождений, содержащих высокие концентрации сероводорода и углекислого газа. По современным данным одна треть мировых запасов природного газа содержит примеси H_2S+CO_2 . Трубопроводы, используемые для транспортировки, содержащих указанные примеси сред могут испытывают разрушения, связанные с их коррозионным воздействием. Одним из видов такого разрушения является инициированное водородом растрескивание - НИС (Hydrogen Induced Cracking), проявляющееся без приложения внешних нагрузок в виде многочисленных трещин, расположенных в плоскостях, параллельных направлению проката, и ослабляющих стенки трубопроводов.

Основными очагами зарождения и распространения водородных трещин НИС являются неметаллические включения и твердые и хрупкие составляющие микроструктуры. Поэтому к таким сталям предъявляются жесткие требования по ограничению осевой химической неоднородности в непрерывнолитой заготовке и чистоте по неметаллическим включениям. Основным направлением повышения стойкости низколегированных трубных сталей к водородному растрескиванию является разработка оптимального химического состава и режимов термомеханической обработки по схеме контролируемая прокатка с ускоренным охлаждением.

Химический состав стали, предназначенной для изготовления труб большого диаметра, для работы в H_2S -содержащей среде, имеет строгие ограничения по содержанию ликвирующих элементов, таких как углерод, марганец, фосфор и сера. Для дополнительного упрочнения используются добавки легирующих (Cr, Ni, Cu и Mo) и микролегирующих элементов (Ti, Nb и V).

Ускоренное последеформационное охлаждение с регламентированными параметрами температур начала и окончания охлаждения позволяет эффективно воздействовать на процессы структурообразования в стали, способствуя снижению центральной структурной неоднородности и формированию дисперсной феррито-бейнитной микроструктуры с высокими показателями сопротивляемости инициированному водородом растрескиванию.

На основании комплексных исследований установлены закономерности влияния химического состава и температурно-скоростных параметров контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на формирование микроструктуры, механических свойств и стойкость против водородного растрескивания (НИС) низкоуглеродистых микролегированных трубных сталей. Разработаны химические составы и режимы термомеханической обработки позволившие создать ряд трубных сталей классов прочности от K48 до K56 (от X52 до X65) стойких к разрушению в сероводородсодержащих средах.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ И КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Пермякова И.Е., Глезер А.М.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
inga_perm@mail.ru, a.glezer@mail.ru

В настоящее время создание перспективных аморфно-кристаллических композиционных материалов является актуальным направлением фундаментальных исследований. Благодаря применению разного рода экстремальных воздействий на аморфную структуру сплавов, полученных методом закалки из расплава, возможно получение в них необычных структурных состояний и физико-механических свойств.

Объектом исследования являлся аморфный сплав (АС) $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$, полученный методом спиннингования, в виде ленты толщиной 30 мкм. Наличие аморфной и кристаллической фаз в сплаве контролировалось проведением структурных исследований с привлечением ПЭМ и РСА. Морфологию поверхности АС и характер изломов изучали с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Распределение химических элементов по глубине оценивали методом оже-электронной спектроскопии. Индентирование для определения микротвердости сплава проводили по стандартной методике на приборе ПМТ-3М.

1 этап исследований. Мегапластическая деформация (МПД) осуществлялась методом кручения под давлением 4 ГПа в камере Бриджмена, варьируя степень деформирования от 1/32 до 4 оборотов. Изучена морфология деформационного рельефа поверхности, особенности распространения полос сдвига в исследуемом АС, а также его механическое поведение при МПД. При кручении под высоким давлением АС на ранних стадиях МПД (до 1 оборота) обнаружено формирование двух морфологических типов полос сдвига – радиальных и дуговых. Рост микротвердости, наблюдающийся на начальной стадии МПД дисковых образцов, обусловлен выделением тепла в процессе кручения под давлением и соответствующими эффектами низкотемпературного упрочнения АС. Установлено, что интенсивное химическое травление сильнолокализованных полос сдвига, сформировавшихся при пластической деформации АС на основе кобальта, обусловлено сегрегацией атомов металлоидов (бора и кремния) на неконтактной поверхности ленты. Выявлены особенности изменения структуры АС при МПД. Проведенные исследования ПЭМ показали аморфную структуру до 2 оборотов. Начиная с 2 оборотов МПД наблюдается появление первых нанокристаллов α -Со ГПУ решеткой, а также силицидов и боридов.

2 этап исследований. Лазерное облучение АС осуществлялось эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером ($\lambda = 248$ нм). Исследованы структурные особенности изменения поверхности АС после лазерного воздействия. Установлена связь между фазовыми превращениями, реализующимися в процессе лазерной обработки АС, и эволюцией механических свойств. Показана возможность осуществлять лазерный нагрев для улучшения термической стабильности и механических характеристик АС. Установлено, что путем изменения режимов и параметров лазерного облучения (плотность энергии, частота, длительность импульсов и их количество) можно создавать аморфно-нанокристаллические композиты с определенным соотношением структурных составляющих и с заданными свойствами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант «А» № 14-02-00075).

ОСОБЕННОСТИ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Сундеев Р.В.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,2,3}, Шалимова А.В.¹

¹ ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

² МИРЭА, Москва, Россия

³ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Закалка из жидкого состояния (ЗЖС) является наиболее распространенным методом для получения аморфного состояния металлических сплавов. Однако, аморфное состояние можно также получить и в процессе различных видов больших пластических деформаций кристаллических материалов. Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной аморфизации закристаллизованных сплавов $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$, $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$, $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$ и $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ в ходе кручения под высоким давлением (КВД) камере Бриджмена. Кристаллические образцы для КВД были получены отжигом аморфного состояния всех изученных сплавов, приготовленных из чистых компонентов методом спиннингования расплава в атмосфере аргона. Для аморфных сплавов $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$, $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ и $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$ отжиг на воздухе проводили по режиму $500\text{--}510^\circ\text{C} - 30$ мин., а для сплава $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ – по двум режимам: $540^\circ\text{C} - 30$ сек и $600^\circ\text{C} - 25$ мин. Последнее дало возможность получить для сплава на основе железа однофазное и двухфазное кристаллические состояния соответственно.

Сплавы на основе никеля и титана после отжига находились в однофазном кристаллическом состоянии, а сплав на основе циркония – в двухфазном. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни n в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рисунке представлены скорости аморфизации сплавов нормированные на 100% исходной кристаллической фазы при $n=0$.

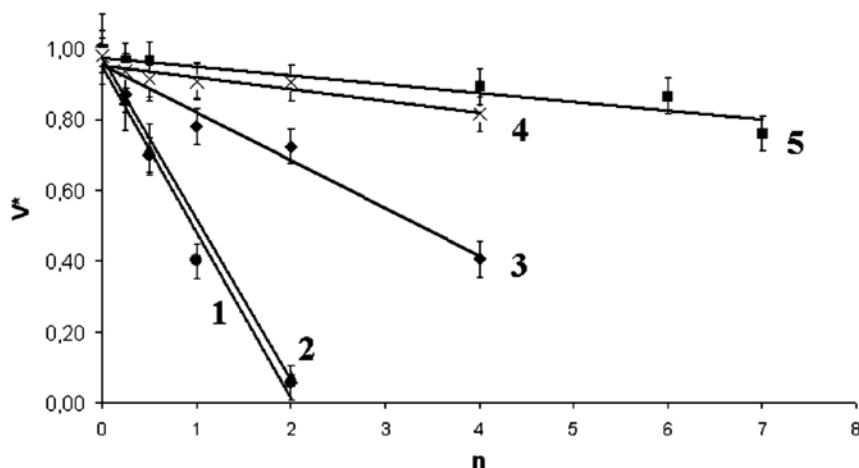


Рис. 1. Зависимость V^* кристаллической фазы сплавов от значения n : 1 – $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$, 2 – $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$, 3 – $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ (1), 4 – $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ (2) и 5 – $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$

Видно, что в одинаковых условиях испытаний, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана - $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ и $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ и исходно однофазный сплав $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы - $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$ и $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$ аморфизуются слабо. Для объяснения по-

лученных экспериментальных результатов развивается представление об учете возможных факторов, определяющих склонность изученных кристаллических сплавов к деформационной аморфизации в камере Бриджмена.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 16-32-60034 мол_а_дк).

МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.

НИТУ «МИСиС», Москва, РФ, AVKudrya@misis.ru

Широкий диапазон масштабов структур (и их составляющих) характерный для конструкционных сталей, например, наносегрегации примесей, кластеры микронных частиц по границам перегретого зерна аустенита (поперечником 150-300 мкм и более), спектр разнообразных дальних последствий ликвации в структуре, в частности, в листовых сталях, определяют масштаб неоднородности вязкости, наблюдаемый на практике. Отсутствие необходимой глубины понимания механизмов разрушения разнообразных структур, исходя из статистики их геометрии, затрудняет выделение критических элементов структур, лимитирующих уровень вязкости, в т.ч. из-за недостаточного применения средств и методов массового и документированного измерения структур и изломов.

В этой связи является актуальной оценка факторов неоднородности вязкости конструкционных сталей с использованием компьютеризированных средств и методов наблюдения и измерения структур и разрушения.

В работе предлагаемые подходы апробированы для широкого класса конструкционных сталей, охватывающих практически весь спектр состояний поставки: от поковок с развитой дендритной структурой до листа, с иерархической лестницей взаимосвязанных своим происхождением разномасштабных структур.

Из прямого сопоставления конфигураций разномасштабных структур установлено, что их иерархическая организация в диапазоне масштабов от $\sim 0,1 \dots 100$ мкм до поперечника изделия $\sim 10 \dots 25$ мм в значительной мере определяется технологической наследственностью – механизмами протекания эволюции структур и дефектов в рамках широкого пучка технологических траекторий в пределах нормативного поля допусков технологии.

Показано, что именно совместное влияние разномасштабных структур определяет многообразие механизмов разрушения конструкционных материалов. Для их измерения и оценки оказалось весьма эффективным использование предложенных компьютеризированных средств и методов наблюдения и измерения структур и разрушения. Полученные результаты в работе результаты принципиально важны для понимания механизмов разрушения ряда неоднородных структур. Они - основа для определения требований к допустимой неоднородности структур (при условии развития количественных подходов к их оценке), гарантирующей требуемый уровень вязкости и пластичности. Оценка кооперативного влияния разномасштабных структур на разрушение позволит сформулировать (после накопления необходимой статистики наблюдения) объективные требования к управлению технологическим процессом с целью стабилизации качества материалов и повышения конкурентоспособности металлопродукции.

РОЛЬ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УПРОЧНЕНИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

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

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования «Томский государственный
архитектурно-строительный университет»,
Россия, г. Томск
kisielieva1946@mail.ru*

Внутренние напряжения являются одной из составляющих, обеспечивающих упрочнение материала. При деформации в поликристаллических материалах возникают внутренние напряжения. Одним из вариантов определения величины внутренних напряжений является способ восстановления их из измерений искривления кристаллической решетки, возникающего при деформации. Искривления кристаллической решетки проявляются на электронно-микроскопических изображениях структуры материала в возникновении изгибных экстинкционных контуров. Картина изгибных экстинкционных контуров отражает изгиб-кручение кристаллической решетки, имеющийся в материале в различных локальных областях. Типы деформации кристаллической решетки – изгиб, кручение или смешанный случай – идентифицируются по взаимной ориентации линии экстинкционного контура и вектора действующего отражения $\vec{g}$. Целью настоящей работы является экспериментальное изучение вкладов компонент изгиба σ_{11} и кручения σ_{12} кристаллической решетки в внутренние напряжения упрочнения материала с использованием метода ПЭМ. Аустенитные стали представляют собой твердые растворы одновременно замещения и внедрения на основе γ -Fe и имеют гранецентрированную кубическую кристаллическую решетку. В процессе термической обработки и (или) пластической деформации могут наблюдаться мартенситные (бездиффузионные) превращения. При этом α -мартенсит можно рассматривать как конечный продукт мартенситного превращения, а деформационные микродвойники – как промежуточную стадию структурного превращения в аустенитной стали 110Г13: $\gamma \rightarrow$ микродвойники $\rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$. В стали 110Г13, деформированной растяжением при комнатной температуре, наблюдаются одиночные микродвойники и пакеты микродвойников. В настоящей работе исследование проводилось на примере аустенитной стали 110Г13 для действующего напряжения (σ_d) от 0.49 до 1.15 ГПа. В стали 110Г13 при увеличении действующего напряжения число систем двойникования (N) и доля материала, охваченного микродвойникованием (δ), растут: N = 1-4, δ = 0.04-0.8. При увеличении действующего напряжения (σ_d) от 0.8 до 1.0 ГПа в аустенитной стали 110Г13 средние внутренние напряжения растут, что свидетельствует об упрочнении материала.

С использованием методики, предложенной авторами, определены значения компонент тензора внутренних напряжений (напряжений изгиба и кручения кристаллической решетки) и средние внутренние напряжения в деформированной аустенитной стали. Установлена роль внутренних напряжений, а также компонентов изгиба и кручения кристаллической решетки в упрочнении материала.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России №3.295.2014/К

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А., Никоненко Е.Л.

Томский государственный архитектурно-строительный университет
vilatomsk@mail.ru

Настоящая работа посвящена описанию основных элементов, формирующих структуру ультрамелкозернистого (УМЗ) никеля, полученного путем деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП). При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путём сжатия по двум пересекающимся под углом 120° каналам равного диаметра при температуре $T = 400^\circ\text{C}$ без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало $N = 4$.

Структурные исследования проводились методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопией на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа ЭМ-125К, настроенного на высокое разрешение, при ускоряющем напряжении 125 кВ. Среднее увеличение в колонне микроскопа было 40 000-60 000 крат. Статистическая обработка результатов проводилась по непрерывным участкам образца площадью $\sim 80 \text{ мкм}^2$, содержащих 500–1000 зерен.

В работе проведено изучение зеренной структуры. Установлено, что после РКУП в никеле в соответствии с характером дислокационной структуры, которая в них наблюдается, зерна можно классифицировать на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, не обладающие субструктурой (в них нет дислокаций), 2) более крупные зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) самые крупные зерна с фрагментированной субструктурой. Зерна анизотропны. Определена объемная доля каждого типа зерен в материале. Установлено, что самым высоким значением скалярной плотности дислокаций обладают зерна с фрагментированной субструктурой.

Структура УМЗ-никеля не является равновесной и поэтому содержит различные источники внутренних напряжений. Установлено, что одним из источников внутренних полей напряжений в УМЗ-никеле является дислокационная структура. Второй, и основной, источник – границы зерен. Третьим источником являются дисклинации, расположенные в стыках зерен. С измельчением зерна мощность дисклинаций, пропорциональная кривизне-кручению кристаллической решетки χ , возрастает. Установлено, что присутствуют два типа полей, источниками которых являются дисклинации: чисто упругие и упругопластические. В первом случае амплитуда поля максимальна, во втором – поле экранировано дислокационной структурой, и амплитуда значительно ниже. Измерены величины χ в различных типах зерен в обоих случаях (упругом и упругопластическом). Показано, что поля, образованные дисклинациями, в основном носят упругий характер. Четвертым источником внутренних напряжений являются частицы вторых фаз. Установлено, что частицы вторых фаз имеют нанометрический размер и локализованы, как правило, в стыках границ зерен и на самих границах. Поля напряжений от частиц независимо от места их нахождения являются, в основном, упругими, а их амплитуда имеет наибольшее значение.

В работе проанализировано влияние типа (а значит и размера) зерен на амплитуду внутренних напряжений. Оказалось, что наибольшим значением χ обладают бездислокационные зерна, наименьшим – зерна с фрагментированной субструктурой.

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СУПЕРСПЛАВА Ni–Al–Me ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Конева Н.А., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Козлов Э.В.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия
vilatomsk@mail.ru

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава и морфологии структуры многокомпонентного сплава на основе Ni–Co–Al до и после деформации. Сплав содержал также элементы Cr, Mo, Ti, Nb, суммарное количество которых не превышало 6 ат.%. Сплав был получен методом направленной кристаллизации (НК) и затем подвергнут деформации сжатием до 70 % при температуре 1200°C. Методами исследования были растровая и просвечивающая дифракционная электронная микроскопия.

Было установлено, что основными фазами, в сплаве в исходном состоянии (после НК) являются γ и γ' . γ -фаза – это твердый раствор с ближним атомным порядком на базе ГЦК-кристаллической решетки, γ' -фаза – это твердый раствор с дальним атомным порядком на базе сверхструктуры L_{12} , [1]. Выявлена сложная структура распределения и морфологии γ' -фазы. Выполненные измерения позволили классифицировать частицы γ' -фазы на два масштабных уровня. Как в исходном состоянии, так и после деформации в сплаве в малых количествах присутствует вторичная фаза – ε -фаза. Эта фаза имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с упорядоченным расположением атомов (сверхструктура DO_{24}). В исходном состоянии обнаружена третья фаза – β -фаза. Она также упорядочена и имеет сверхструктуру B2. Количественный фазовый состав исследуемых сплавов представлен в таблице:

Таблица. Фазовый состав исследуемого сплава в различных структурных состояниях

Состояние образца	доля фазы, $\delta \pm 0,05$				частицы γ' фазы I уровня		частицы γ' фазы II уровня	
	γ'	γ	β	ε	доля, $\delta \pm 0,05$	$d \pm 0,5$, мкм	доля, $\delta \pm 0,05$	$d \pm 0,5$, мкм
НК (исходное)	0,78	0,15	0,05	0,02	0,22	31,8	0,71	0,26
НК + деформация	0,90	0,08	нет	0,02	0,14	26,2	0,76	0,95

Пластическая деформация привела к перераспределению фазового состава стали: 1) существенно увеличилась объемная доля γ' -фазы (табл.), а это означает, что по фазовому составу пластическая деформация приближает исследуемый сплав к равновесию [1]; 2) исчезла β -фаза; 3) изменилось соотношение и размер морфологических составляющих γ' -фазы (табл.); 4) деформация не изменила объема ε -фазы.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К

1. Козлов Э.В., Смирнов А.Н., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А. Морфология фаз и фазовые превращения при термической обработке суперсплавов на основе Ni–Al–Cr и Ni–Al–Co. Масштабные и концентрационные эффекты. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 175 с.

ОПТИМИЗАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФЕХТОВАЛЬНЫХ КЛИНКОВ

Жуков О. П., Филиппова В.П.

*ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
ekichermet@mail.ru*

Настоящая работа была выполнена с целью создания фехтовального спортивного оружия, обеспечивающего безопасность спортсмена при проведении спортивных поединков и отвечающего требованиям Международной федерации фехтования (FIE). Структура материала, из которого изготавливают фехтовальные клинки, должна обеспечивать уровень их прочности, упругости, пластичности и стойкости к циклическим нагрузкам. Кроме основной задачи, гарантирования безопасности спортсменов, также было важно сохранить характерные звуки при скрещивании клинков во время боя, что было одним из критериев выбора материала оружия для этого благородного вида спорта и сохранения его исторического значения, возвращающего нас к площадкам эпохи Возрождения. Последний фактор исключил композитные материалы из рассмотрения.

На основании исследований, проведённых в ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, установлено, что клинки из углеродистой стали имеют приблизительно такое же число циклов до зарождения трещины, как и клинки из мартенситностареющей (МС) стали, но основное их отличие в том, что зона распространения трещины у клинков из углеродистых сталей практически отсутствует и нет возможности её зафиксировать (с помощью дефектоскопа) и обезопасить спортсмена от получения травмы из-за внезапной поломки клинка.

Исследовано формирование высокопрочных наноструктурных состояний в железоникелевых мартенситно-стареющих сталях на основе систем железо-никель-ванадий и железо-никель-кобальт-молибден-ванадий после различных способов обработки. Показано, что после различных режимов деформационно-термической обработки в исследованных сталях формируются высокопрочные наноструктурные состояния, которые включают кластеры, сегрегации, интерметаллидные нанофазы, кристаллы мартенсита наномасштабных размеров. Вышеназванные наноструктурные изменения оказывают существенное влияние на характеристики МС сталей [1]. Был разработан способ изготовления фехтовальных клинков из МС стали, обеспечивающий формирование в изделии регулируемой гетерофазной структуры, включающей дисперсные интерметаллиды, фазы внедрения и микронеоднородности твёрдого раствора. Это сталь с низким содержанием углерода, легированная 18% никеля, 9% кобальта, около 5% молибдена и 1% титана. Проведенные испытания показали, что никель, кобальт, молибден и титан в сочетании с вакуумной выплавкой обеспечивают уникальные свойства этой стали в оптимальном балансе гибкости и прочности, что позволяет предотвратить искривление клинков при их сгибании, что обеспечивает точность попадания по цели и позволяет выдерживать резкие и интенсивные молниеносные атаки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-08-00599).

1. В.В.Русаненко, О.П.Жуков, Е.Н.Блинова, В.П.Филиппова, С.Ю.Макушев. Структура и свойства высокопрочных железоникелевых мартенситностареющих сталей. //Известия РАН. Серия Физическая. 2012, том 76, №11, с.1359-1363.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВЕ FeNi ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ

Глезер А.М.^{1,2}, Ростовцев Р.Н.³, Томчук А.А.^{1,4}, Дунсюэ Би⁴

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва;

² ФГАОУ ВПО² НИТУ «МИСиС», Москва;

³ ФГБОУ ВПО «Тульский государственный университет, Тула.

⁴ ФГБОУ ВПО «Московский государственный технический университет им.

Н. Э. Баумана», Москва.

a.glezer@mail.ru, tomchuk-a@yandex.ru

Релаксационные процессы играют очень важную роль при осуществлении пластической деформации твердых тел [1]. В особой степени это относится к большим (мегапластическим) деформациям [2]. В работах [3,4] было убедительно показано, что условием осуществления мегапластической деформации является возникновение новых эффективных каналов релаксации упругой энергии.

В качестве материала для исследования был выбран промышленный магнитно-мягкий сплав 50Н (Fe–50 % Ni) с кристаллической структурой ГЦК бинарного твердого раствора эквиатомного состава. Для создания МПД использовалась камера Бриджмена.

На основании измеренных, методом мгновенного фиксирования электродвижущей силы (МФЭ), значений ЭДС, были рассчитаны разности химических потенциалов железа и никеля, в деформированном и недеформированном, состояниях сплава и, разности энергий Гиббса сплава. С нашей точки зрения следует рассмотреть три основных фактора, способных привести к наблюдаемым экспериментально релаксационным эффектам:

1. Фактор, связанный с воздействием на деформационные процессы высокого квазигидростатического давления, существующего в камере Бриджмена – фактор «высокого давления».

2. Фактор, связанный с протеканием внутрифазовых превращений в твердом растворе железо – никель. – фактор «внутрифазовых превращений».

3. Фактор, связанный с эффективной аккомодацией упругих искажений, связанных с накоплением при МПД деформационных дефектов – фактор «аккомодации искажений».

1. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. - М.: МИСиС, 1997. 525 с.
2. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. 311 с.
3. Glezer A.M., Sundeev R.V.// Mater. Lett. 2015. V.139. P. 455.
4. Uktpth A/M/|| EAY/ 2012/ N/ 182/ # 5/ C/ 559/

АНИЗОТРОПИЯ МИКРО- И МАКРОСТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С НИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Сметанин С.К., Кодесс Б.Н

ФГУП «ВНИИМС», Москва, kodess@mail.ru

Дифрактометрические методы позволяют проследить изменение структурных характеристик на различных масштабах строения (от электронного и атомного до нанометрового, а затем микро- и макроструктурного диапазона структурных элементов). Для реализации такого подхода к получению данных о механизмах упрочнения аустенитной

стали были исследованы монокристаллы (после изучения анизотропии механических свойств) и поликристаллы близкого состава.

С применением дифрактометра «UltimaIV» (CuK- α и FeK- α излучение) и XCalibur (MoK α -излучение) исследованы структурные характеристики наноструктурированных пластин из высокопрочной стали с нитридным упрочнением и характеристики прочности этих же образцов после различных деформационных воздействий. Увеличение параметров решетки до значений $a = 0.359$ нм, соответствует высокой степени азотирования до уровня 0.35-0.45%, которое сопровождалось заметным увеличением микротвердости. Особенности структуры и межатомного взаимодействия (особенности химической связи) определялись также методами Ритвельда по результатам измерения дифракционной картины в диапазоне 12–160 градусов (по шкале 2Θ). Для определения характеристик микроструктуры использовался профильный анализ различных порядков брэгговских отражений и в различных кристаллографических направлениях исходных образцов и после деформационных воздействий. Эти данные получены для различных излучений, обеспечивающих данные о характеристиках на различной глубине от поверхности. Величина физического уширения, определена с учетом ширины эталонного образца (LaB6). На основе данных об этом физическом уширении установлено значительное увеличение уровня микронапряжений (до 0.38%) и уменьшение размера блоков мозаики микроструктуры (областей когерентного рассеяния, ОКР) до 20–40 нм. Изменение значений характеристик микроструктуры существенно анизотропно. Величина ОКР для кристаллографических направлений $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ различалась для этой стали в 1.7 раза, а для микронапряжений более чем в три раза.

Для этих же пластин на поверхности были индуцированы внешним воздействием макронапряжения, величина которых определена методами поворота плоскости отражения на различные углы (ϕ -метод) также с использованием различных излучений. Найдена корреляция между анизотропными характеристиками микро- и макронапряжений, отражающая процесс перехода от латентного накопления напряжений до уровней, которые могут приводить к уменьшению ресурса используемых материалов.

МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ОПРЕДЕЛЕНИЙ ХАРАКТЕРИСТИК МИКРО- И МАКРОСТРУКТУРЫ В НАНОФРАГМЕНТИРОВАННЫХ СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

Кодесс Б.Н., Сметанин С.К., Коммель И.Л.

*ФГУП «ВНИИМС», Москва,
kodess@mail.ru*

Проведено исследование поли- и монокристаллических образцов высокопрочной коррозионностойкой аустенитной хромо-марганцовистой стали из партии стандартных тестовых образцов (мер) для рентгеновской и нейтронной дифрактометрии. Результаты, полученные на различных дифрактометрах и в разных организациях [1], показали достаточно высокую однородность материала и возможность достижения высокой точности (воспроизводимости, включающей прецизионность (сходимость) результатов на каждом типе дифрактометров) и достоверности данных. Данные получены для различных излучений (и глубин проникновения падающего излучения), расчеты проведены с использованием модификаций двух основных подходов к расчетам микроструктурных характеристик (в настоящее время известно уже более 40 различных программ для расчета микроструктурных характеристик, включая методы Ритвельда, которые используют различные алгоритмы). Для анализа механизма упрочнения наряду с характеристиками микроструктуры, такими как размер ОКР (размер блоков мозаики) и уровень микронапряже-

ний, исследована концентрация дефектов упаковки (ДУ), используя высокоточное определение параметров кристаллической решетки с использованием экстраполяционной функции, позволяющей фиксировать положение и сдвиг угловых позиций максимумов Брегговских отражений за счет различных типов ДУ. Для установления связей между микро- и макронапряжениями, возникающими в процессе изготовления и эксплуатации таких сталей проведено исследование на тех же образцах с индуцированными макронапряжениями. Это позволяет использовать эти эталонные средства измерений для метрологического обеспечения [2] при необходимости достижения более достоверных результатов измерений на стационарных, настольных и особенно портативных дифрактометрах (включая миниатюрные дифрактометры ряда фирм) с применением для анализа микро- и макронапряжений [3]. Образцы могут быть предоставлены в рамках нового более широкого межлабораторного эксперимента, проводимого на этих же образцах в различных странах, для дальнейшего повышения уровня достоверности и возможности сличения данных о микро- и макроструктуре в различных организациях.

1. B.N. Kodess, P.B. Kodess. *Advances in X-ray Analysis* (2016), V. 59, 12p.,
2. Б.Н. Кодесс. Метрологическое обеспечение высокоточных измерений характеристик ключевых материалов современных технологий и их стандартные образцы состава и свойств. История науки и техники, (2010) №9, стр. 29-36.
3. A.V. Lutzao, B.N. Kodess, A.V. Kotelkin et al. *Advances in X-ray Analysis*, (2004) V. 47, p. 345-350

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Романов А.Е.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

fti@tltsu.ru

Ежегодно человечество потребляет до 4000 км³ пресной воды, половина которой превращается в сточные воды. Основными источниками загрязнения сточных вод являются предприятия нефтеперерабатывающего, нефтехимического комплекса, металлургические заводы и газовые предприятия. Ущерб от сброса ими сточных вод в открытые водоемы сравним с потерями от бедствий и техногенных катастроф.

Решением данной проблемы являются очистные системы, в которых используются гибридные технологии, включающие технологическую, физико-химическую, биомембранную очистку и сорбционно-каталитическую очистку сточных вод. Для реализации гибридных технологий очистки требуются принципиально новые сорбирующие, фильтрующие и каталитически активные материалы.

Все эти материалы наряду с особыми физическими и химическими характеристиками должны иметь хорошо развитую поверхность, которая бы обеспечивала более интенсивное протекание каталитических и сорбционных процессов. Поэтому поиск методов создания развитой поверхности у нано- и микрочастиц металлов и материалов из них, является актуальным.

В работе предлагается используя наноразмерные эффекты и особенности строения и свойств микро- и наночастиц и кристаллов, разработать оригинальные способы получения новых наноматериалов и нанокатализаторов с развитой поверхностью и высокой каталитической активностью, непосредственно из наноразмерных объектов, икосаэдрических частиц и дефектных микрокристаллов. Предложены способы получения частиц, слоев и покрытий с развитой поверхностью на основе меди, никеля, хрома и их оксидов, показана возможность их использования в качестве эффективных катализаторов эколо-

гического и промышленного назначения. В работе также приведены результаты исследования их структуры и рассмотрены возможности применения таких материалов для очистки сточных вод промышленных предприятий.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.В25.31.0011

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА V-ОБРАЗНОЙ ГИБКИ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК В ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ ШТАМПЕ С УПРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Нестеренко Е.С.¹, Рафальский А.И.², Медведева Т.М.²

¹*Самарский государственный национально-исследовательский университет
им. Королёва, Россия Самара,*
²*НИТУ «МИСиС», Россия, Москва,
909bc1a@gmail.com*

Холодная листовая штамповка является широко распространенной разновидностью технологии обработки металлов давлением[1]. Она позволяет получать детали весьма сложных форм, создавать прочные и легкие по массе конструкции детали и характеризуется экономным использованием материала с небольшим количеством отходов. Один из распространенных методов листовой штамповки является V-образная одноугловая гибка. Применение данного способа обладает рядом преимуществ: возможность использования упругих свойств штамповой оснастки; возможность применения инструментального штампа; повышение качества поверхности детали; исключение из технологического процесса операции калибровки; уменьшение угла пружинения.

В настоящей работе моделируются процессы гибки плоских деталей в штампе с упругими элементами. Исследования проводили на листовых заготовках из алюминиевого сплава В95 толщиной 5.6 и 7 мм. Для каждого из образцов был выполнен расчет технологических параметров, включая определение размеров заготовки, угла пружинения и энергосиловых параметров гибки. Была разработана методика проектирования способа одноугловой гибки в штампе с упругими элементами. Для подтверждения теоретических расчетов, проведенных для заготовок любых толщин и размеров, процесс гибки был смоделирован с использованием программного комплекса ANSYS LS-DYNA[2], который имеет пре- и постпроцессоры, позволяющие как создавать конечно-элементную модель процессов пластического деформирования металла, так и читать, редактировать и обрабатывать результаты анализа всеми доступными средствами. В качестве Процессора для решения задачи использовался решатель LS/DYNA. В результате выполненных расчетов была подтверждена возможность процесса V-образной гибки листового материала. Были определены поля распределения напряжений по объемам заготовки и упругих элементов, которые показали, что напряжения в заготовке не превышают предела прочности материала заготовки, а напряжения в упругих элементах не превышают предела упругости материала этих элементов. В результате моделирования процесса V-образной гибки, была выявлена зависимость толщин заготовки и упругих сред от коэффициента пружинения.

1. Зубцов М.Е. Листовая штамповка: учебное пособие для вузов – Ленинград: Машиностроение, 1980. – 432 с.
2. Басов К.А. ANSYS: справочник пользователя – М.: ДМК Пресс, 2005. – 640 с.

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖКИ НА ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ЧАСТИЦ НИКЕЛЯ

Шафеев М.Р., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Денисова А.Г.,
Овечкина Т.А.

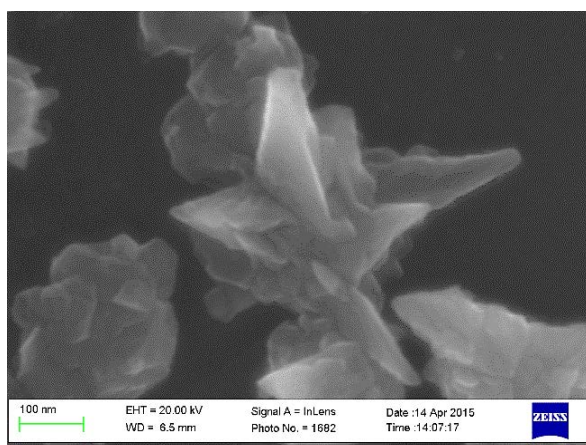
Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия,
shafeevmr@yandex.ru

В настоящее время никель находит широкое применение в качестве катализаторов для окисления углеводородов и получения синтез-газа. В основном никель используют, пропитывая керамику его солями, однако перспективным является нанесение никеля на подложку в виде металлической сетки или ленты методом электроосаждения из раствора электролита. При этом можно варьировать размеры частиц, их форму не только изменением параметров электроосаждения, (плотность тока, время осаждения), но и меняя морфологию поверхности подложки. В данной работе исследовано влияние морфологии поверхности подложки на размеры электроосажденных частиц никеля.

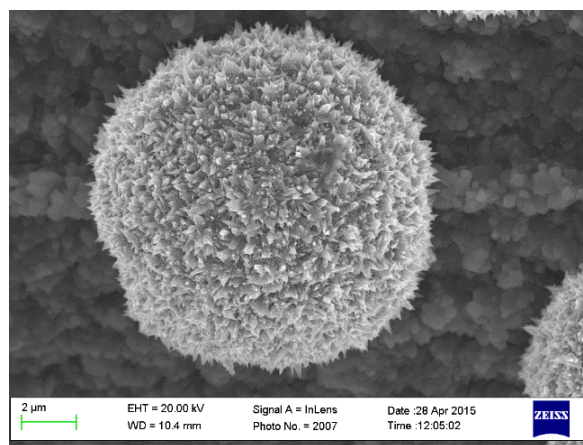
При электроосаждении никеля из электролита с модификатором на подложке в виде микросетки из нержавеющей стали 12Х18Н10 сначала образуются отдельные кристаллы никеля (рис. 1 а), которые достигают 250 нм, при дальнейшем времени осаждения эти кристаллы срастаются, образуя сплошное покрытие, состоящее из «наноконусов». «Наноконусы» представляют собой треугольные пирамиды или многогранные пирамиды со спиралевидными ступенями роста.

Однако при осаждении никеля на микросетку из нержавеющей стали 12Х18Н10, после ее термической обработки при различных температурах, картина кардинально меняется.

При тех режимах осаждения, которые в предыдущих случаях позволяли получать лишь сплошные никелевые покрытия, состоящие из «наноконусов», в этом случае образуются отдельные крупные «кластеры» с размерами от 2 до 12 мкм в зависимости от температуры отжига исходной подложки. «Кластеры» представляют собой шаровидные частицы с игольчатой поверхностью (рис. 1б). Радиус игловок у основания не превышает 150 нм, а отношение радиуса к высоте составляет примерно 1 к 4.



а



б

Рис. 1. Частицы никеля, полученные в результате электроосаждения: а) на микросетку из нержавеющей стали; б) на микросетку из нержавеющей стали после термической обработки

Таким образом, эксперименты показали, что при изменении морфологии подложки и ее фазового состава максимальный размер отдельных частиц никеля значительно увеличивается и достигает микронных размеров. При этом стоит заметить, что поверхность крупных частиц никеля остается развитой за счет ее игольчатой морфологии.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517 а

ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ И ОТПУСКА

Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Филиппов В.Г., Чевская О.Н.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
ООО «Трубные инновационные технологии», Москва, Россия
igs12@yandex.ru; pipeintech.com*

Известно, что низкоуглеродистые мартенситные стали базового состава С–2,0Мп–2,0Сг обладают сочетанием высоких значений прочности и вязкости [1]. Основным преимуществом таких сталей является повышенная устойчивость аустенита, обеспечивающая получение структуры мартенсита при охлаждении из аустенитной области с небольшими скоростями (на воздухе). Такие стали хорошо зарекомендовали себя при производстве бесшовных труб [2]. Однако для сварных конструкций необходима разработка низкоуглеродистых мартенситных сталей с более низким содержанием углерода (менее 0,1%) для улучшения их свариваемости.

В связи с этим, в настоящей работе исследовали механические свойства и сопротивление разрушению сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей (СНМС) подвергнутых контролируемой прокатке с последующим отпуском.

Для выяснения факторов, оказывающих значимое влияние на комплекс механических свойств, анализировали связь химического состава, механических свойств и режимов горячей деформации СНМС.

Показано, что контролируемая прокатка повышает уровень прочности, пластичности и ударной вязкости по сравнению с горячекатаным состоянием.

Установлено, что лучшим сочетанием прочностных и вязких свойств обладают СНМС, после контролируемой прокатки с минимальной температурой конца прокатки 760–780 °С. При этом временное сопротивление составляет 930–970 Н/мм², предел текучести 730–800 Н/мм² и ударная вязкость при –20 °С 81–83 Дж/см².

Отпуск при 600–650 °С снижает уровень прочностных характеристик и увеличивает значения ударной вязкости. Так, после отпуска при 650 °С временное сопротивление отрыву составляет 830–885 Н/мм², предел текучести равен 760–827 Н/мм², а ударная вязкость при –20 °С возрастает до 106–145 Дж/см².

Таким образом, контролируемая прокатка является перспективной технологией для повышения запаса пластичности и вязкости СНМС. Отпуск при высоких температурах несколько снижает прочностные характеристики СНМС и повышает запас вязкости.

1. Клейнер Л.М., Шацов А.А. «Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса». ПГТУ. Пермь. 2008. 302 с.
2. Глазкова С.М., Гонтарук Е.И., Клейнер Л.М., Синельников В.А., Филиппов Г.А. «Опробование технологии производства насосно-компрессорных труб из стали 08Х2Г2ФН, выплавленной на основе металлизированных окатышей». // Металлург. 2000. №3. с. 35-37.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ, ВЫЗВАННОЕ НАНОДВОЙНИКОВАНИЕМ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Дробышевская Т.В., Остриков О.М.

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет
имени П. О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Наноматериалы – ультрамелкозернистые поликристаллические материалы [1]. В настоящее время вопрос изучения и повышения прочности данных материалов стоит очень остро. Наряду с высокой твердостью наноматериалов можно отметить их высокую хрупкость и низкую пластичность. Для устранения данного недостатка может быть использовано нанодвойникование наноматериалов. Получаемые в результате этого нанодвойникованные материалы (обычно металлы) обладают превосходными механическими свойствами, включающими очень высокую прочность в сочетании с хорошей пластичностью [1]. Изучение напряженно-деформированного состояния, вызванного нанодвойникованием в наноматериалах, важно с точки зрения развития производства наноматериалов, применение которых позволит повысить качество выпускаемой продукции предприятиями машиностроения за счет улучшения прочностных характеристик применяемых материалов.

Целью данной работы стало изучение напряженно-деформированного состояния, обусловленного нанодвойникованием в зерне наноматериала и его анализ.

Для достижения поставленной цели было рассмотрено n -угольное наноразмерное зерно, содержащее в себе группу клиновидных нанодвойников, состоящую из w двойников. Были рассмотрены зерна, имеющие форму правильного многоугольника, границы зерна были смоделированы в виде скоплений (стенок либо цепочек) полных дислокаций. При определении полей напряжений и смещений в исследуемом объеме был использован принцип суперпозиции:

$$u_i = \sum_{t=1}^w \sum_{m=1}^2 \left(u_i^{(m)} \right)_{tw_t} (x, y) + \sum_{k=1}^n \left(u_i^{(k)} \right)_b (x, y),$$
$$\sigma_{ij} = \sum_{t=1}^w \sum_{m=1}^2 \left(\sigma_{ij}^{(m)} \right)_{tw_t} (x, y) + \sum_{k=1}^n \left(\sigma_{ij}^{(k)} \right)_b (x, y),$$

где i принимает значения x , y или z ; $\left(u_i^{(m)} \right)_{tw_t} (x, y)$ и $\left(\sigma_{ij}^{(m)} \right)_{tw_t} (x, y)$ – смещения и напряжения, создаваемые границами t -го двойника; $\left(u_i^{(k)} \right)_b (x, y)$ и $\left(\sigma_{ij}^{(k)} \right)_b (x, y)$ – смещения и напряжения, создаваемые зерненными границами. Напряжения и смещения, описанные выше, определяли путем суммирования напряжений и смещений, обусловленных отдельными двойникующими и полными дислокациями [2].

В ходе проведенного исследования разработан метод расчета полей смещений и напряжений в зерне нанодвойникового материала. Рассчитаны и изучены поля смещений и напряжений в случае наличия в зерне наноматериала группы нанодвойников.

1. Овидько И.А., Шейнерман А.Г. Влияние миграции двойниковых границ на трещиностойкость нанодвойникованных металлов // Materials Physics and Mechanics. – 2014. – № 21. – С. 248-258
2. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел : монография. – Гомель: ГГТУ им. П. О. Сухого, 2008. – 301 с.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СИСТЕМЫ «ДВОЙНИК И ТРЕЩИНА В ЗЕРНЕ» НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Дробышевская Т.В., Остриков О.М.

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет
имени П. О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь*
omostrikov@mail.ru

Изучение напряженно-деформированного состояния в зернах поликристаллов является весьма перспективным направлением в вопросах исследования прочности твердых тел. При этом следует учитывать, что процесс разрушения твердых тел имеет весьма сложный и неоднозначно определяемый характер. Одним из направлений изучения процессов разрушения может служить изучение напряженно-деформированного состояния в зерне поликристалла с учетом системы «двойник и трещина» в рассматриваемом зерне, а также влияния параметров системы «двойник и трещина» на изучаемое состояние.

Цель данного исследования заключалась в изучении влияния параметров системы «двойник и трещина» на напряженно-деформированное состояние в зерне поликристалла.

В качестве объекта исследования было определено шестиугольное зерно поликристалла, содержащее в своем теле систему «двойник и трещина». При этом было принято, что рассматриваемое зерно удалено от поверхности материала, двойник имеет клиновидную форму. Были рассмотрены трещины трех типов – трещина нормального отрыва (тип I), трещина поперечного сдвига (тип II) и трещина продольного сдвига (тип III) [1]. В данной работе рассмотрены зерна, границы которых смоделированы как в виде стенок полных дислокаций, так и в виде их цепочек; границы двойника смоделированы ступенчатым скоплением частичных дислокаций, а трещины смоделированы в виде скопления дислокаций в соответствии с [1]. Анализ проводился на макроскопическом уровне. К учету принимались напряжения, обусловленные зерненными границами, двойником и трещиной. В качестве варьируемых параметров системы «двойник и трещина в зерне» были приняты угол наклона трещины относительно оси OX , расстояние между вершиной двойника и вершиной трещины, а также длина трещины. Был проведен анализ значений компонент тензора напряжений вдоль двух осей, одна из которых проходит через вершину двойника (OX) и вдоль границы зерна, примыкающей к устью двойника (OY); а также в вершинах двойника и трещины.

Результаты проведенного исследования свидетельствуют о том, что изменение варьируемых параметров рассматриваемой системы не влияет на общий характер распределения полей напряжений и деформаций. При этом варьирование приведенных выше параметров не оказывает влияния компоненты тензора напряжений вдоль осей OX и OY . Численные значения напряжений вдоль осей OX и OY и в вершинах двойника и трещины также изменяются незначительно.

Таким образом, изучено влияние параметров системы «двойник и трещина» на напряженно-деформированное состояние в зерне поликристалла. Разработан метод расчета полей напряжений и смещений в системе «двойник и трещина» в зерне поликристалла.

1. Астафьев В.И., Радаев Ю.Н, Степанова Л.В. Нелинейная механика разрушения. – Самара: Издательство «Самарский университет», 2001. – 562 с.

ПОВЕДЕНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В СИСТЕМЕ «МЕХАНИЧЕСКИЙ КЛИНОВИДНЫЙ НАНОДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» ПРИ НОРМАЛЬНОМ ОТРЫВЕ

Влашевич В.В., Остриков О.М.

Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru

Образование ведущих к разрушению микротрещин в металлах исследуется не одно десятилетие. Один из самых важных вопросов – это анализ препятствий разрушению металла. Поэтому интересен метод, оценивающий степень повреждения, а также предсказывающий поведение микротрещин. В системе «механический клиновидный нанодвойник – трещина» имеют место три случая расположения трещины относительно нанодвойника (рис. 1). Для этих случаев в расчетах принималось: $A = 10$ нм, $B = 50$ нм – первый случай (I); во втором случае – $A = B = 0$ (II), и в третьем – $A = 10$ нм, $B = 0$ (III). Где A – параметр, позволяющий задавать положение трещины относительно вершины нанодвойника вдоль оси OX ; а B – вдоль оси OY .

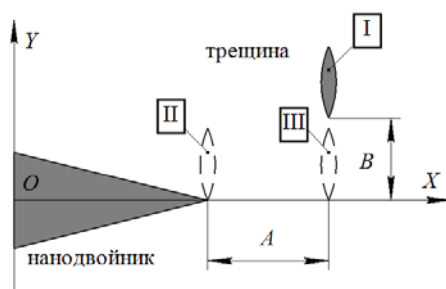


Рис. 1. Система «механический клиновидный нанодвойник – трещина» при нормальном отрыве

На рис. 2 изображена зависимость компонент тензора напряжений (σ_{xx} , σ_{yy} и σ_{xy}) от расположения трещины. На каждом из рисунков по три случая положения трещины относительно нанодвойника.

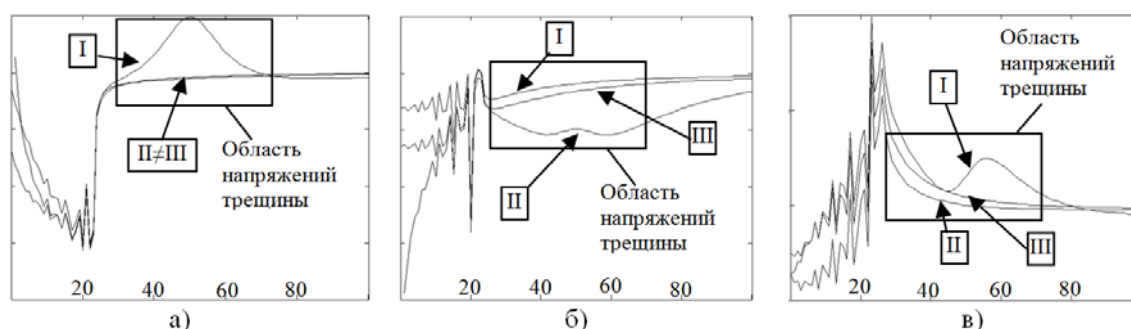


Рис. 2. Напряжения на оси OX в системе «механический клиновидный двойник – трещина» при нормальном отрыве: а) $\sigma_{xx}(x)$ (МПа); б) $\sigma_{yy}(x)$ (МПа); в) $\sigma_{xy}(x)$ (МПа)

Зона осцилляций напряжений нанодвойника и увеличение частоты в сторону трещины, говорит о больших концентрациях напряжений. Таким образом, расположение трещины относительно механического клиновидного нанодвойника влияет на поведение напряжений у нанодвойника.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ ПРИ СКРАЙБИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ (111) МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА

Симанович Н.М., Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого
г. Гомель, Республика Беларусь
omostrikov@mail.ru*

Двойникование наряду со скольжением является одним из основных видов пластической деформации [1], [2]. Известные механизмы зарождения трещин [3] в своей основе опираются на пластическое течение кристалла, среди которого значительная роль принадлежит механизмам, обусловленным деформационным двойникованием [1]. Актуальной задачей является исследование двойникования при различных способах деформирования, в том числе при царапании поверхности материала путем скрайбирования.

Целью работы является установление особенностей и закономерностей образования двойников при скрайбировании монокристалла висмута пирамидой Виккерса.

С увеличением нагрузки на индентор количество двойников $N_{\text{дв}}$, образовавшихся вдоль царапины, уменьшается. А при большой нагрузке ($P = 0,4$ Н) и относительно небольшой длине пути скрайбирования ($L_c \sim 30$ мкм), меньше половины длины диагонали отпечатка индентора, образуются единичные двойники. Т.е. картина двойникования соответствует расположению двойников у индентора при вдавливании пирамиды. Полученные результаты объясняются проявлением масштабного и силового факторов, которые влияют на величину деформации материала.

Количество образующихся двойников с увеличением длины пути скрайбирования закономерно увеличивается, так как увеличивается длина границ царапины $L_{\text{ц}}$, т.е. увеличивается область возможного образования источников двойникоующих дислокаций. Однако, эта зависимость не является линейной. При относительно малой длине перемещения индентора, т.е. при $L_c \ll L_{\text{ц}}$ у границ царапины образуются единичные двойники, особенно при увеличении нагрузки на индентор, так как механическое разрушение материала подавляет деформационные процессы, изменяя напряженное состояние, вызывающее необратимые пластические деформации. Происходит релаксация напряжений, в том числе процессами скольжения при остановке индентора, т.е. энергия деформации уходит на скольжение, и образование двойников затормаживается.

В целом картина двойникования при скрайбировании отличается большой многофакторностью, и, следовательно, большей неопределенностью по сравнению с образованием двойниковых ансамблей при вдавливании индентора. Наиболее значительные особенности двойникования наблюдаются вдоль границ царапины. Выполненные исследования позволили установить некоторые закономерности и особенности двойникования при скрайбировании.

1. Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А. Дислокационные механизмы разрушения двойникоующихся металлов. – М.: «Издательство машиностроение -1», 2004. – 336 с.
2. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2008. – 301 с.
3. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280с.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКИ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛЬЦАХ

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.

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

В работе проведено исследование влияния тёплой прокатки в ручьевых вальцах на температуры мартенситных превращений (МП) и неупругие свойства (эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности) сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%). Прокатку проводили при 723К (гомологическая температура – 0.46). Максимальная величина истинной деформации при прокатке, ϵ , составляла 1.8. Исходные образцы отжигали при 773К (1ч). Структура образцов при увеличении ϵ трансформировалась от крупнозернистой до микрокристаллической. Неупругие свойства образцов исследовали при кручении. Обнаружено, что температуры МП и неупругие свойства исследованных образцов зависят от накопленной при прокатке деформации и, соответственно, микроструктуры образцов, табл.1. Последовательность МП после прокатки не меняется: наблюдается МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ при охлаждении образцов и $B19' \rightarrow B2$ при их нагреве ($B2$, R и $B19'$ – высокотемпературная кубическая фаза и мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой, соответственно). Показано, что при увеличении ϵ до 0.2 температуры МП образцов повышаются на ~ 20 градусов (это связывается с достариванием образцов при многопроходном тёплом деформировании), а в образцах с ϵ от 0.2 до 1.8 – практически не меняются. Используя принцип эквивалентности деформаций кручения и растяжения по Мизесу, показано, что кристаллографический ресурс мартенситной деформации (КРМД), равный для сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%) 10.7%, достигается в исследованных образцах при величине заданной деформации кручения ($\gamma_{зад}$) от 17 до 26 % в условиях развития пластической деформации. Показано, что при более высоких $\gamma_{зад}$ величина обратной неупругой деформации существенно превышает КРМД, а эквивалентная ей деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу составляет от 16 до 13 % от крупнозернистой к микрокристаллической структуре образцов).

Таблица 1. Зависимость среднего размера зерна, коэффициента неравноосности, температур мартенситных превращений и величины неупругих свойств от ϵ

ϵ	$\langle d \rangle$, мкм	T_R , К	M_H , К	M_K , К	A_H , К	A_K , К	γ_{IO}^Σ , %	ϵ_{IO}^Σ , %
0.00	43.1	305	268	226	268	292	18.7	16.0
0.07	94.0	323	273	178	276	300	19.1	13.0
0.20	52.3	321	285	238	296	308	16.6	12.5
0.80	13.8	323	289	244	298	314	17.1	13.0
1.20	8.7	323	292	240	296	315	17.1	13.2
1.80	2.8	323	290	246	302	315	17.3	13.5

где $\langle d \rangle$ – средний размер зёрна; T_R – температура МП из $B2$ фазы в R -фазу и обратно, M_H , M_K , A_H и A_K – температуры начала и конца МП в фазу $B19'$ и обратного МП в $B2$ -фазу, соответственно; γ_{IO}^Σ и ϵ_{IO}^Σ – суммарная величина неупругой деформации кручения и эквивалентная её деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (ПФ.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а).

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕДИ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ

Хомская И.В.¹, Зельдович В.И.¹, Шорохов Е.В.², Фролова Н.Ю.¹,
Хейфец А.Э.¹, Дякина В.П.¹, Гаан К.В.²

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
khomskaya@imp.uran.ru

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики им. акад.
Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия, e.v.shorokhov@vniitf.ru

Исследована эволюция структуры и физико-механических свойств меди и электро-технических сплавов Cu–(0,09–0,2)%Cr–(0,04–0,2)%Zr при высокоскоростной деформации динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП) и последующих отжигах. Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г), в основу которого положена схема РКУП, позволяет получать объемные наноматериалы с высокими эксплуатационными свойствами в течение микросекундных интервалов времени за счет импульсных источников энергии без использования прессового оборудования. Отличительной особенностью ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации ($\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$) простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры.

Показано, что наибольшее влияние на дисперсность и однородность формирующейся структуры при ДКУП оказывает изменение величины деформации, зависящей от количества проходов ($n = 1-4$) и внутреннего радиуса закругления каналов матрицы. Определено, что при нулевом значении радиуса закругления происходит наиболее частая релаксация накапливаемых напряжений при деформировании, и величина сдвига вдоль поперечного сечения образца составляет 1,8–2,0. Напряжения, возникающие в материале при ДКУП, существенно превышают модуль сдвига, поэтому динамика процесса определяется геометрией нагружения и энергией воздействия. То есть картина течения при ДКУП одинакова для всех материалов, хотя микроструктура материалов, которая формируется как реакция на внешнее воздействие, различается. Показано, что формирование неравновесного наноструктурированного (НС) состояния в меди при ДКУП происходит в результате высокоскоростных циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации. В сплавах Cu–Cr–Zr при ДКУП проходит фрагментация, динамическая полигонизация и частичное деформационное старение с выделением наноразмерных (≤ 5 нм) частиц упрочняющих фаз Cr и Cu₅Zr.

Изучена последовательность процессов распада пересыщенного α -твердого раствора и рекристаллизации в сплавах Cu–Cr–Zr, подвергнутых закалке и закалке + ДКУП. Исследовано влияние химического состава сплавов и температуры последующего отжига (старения) на стабильность полученных НС состояний. Показано, что легирование меди микро-добавками Zr (0,04–0,08%) повышает температурный интервал рекристаллизации меди от 150–220°C до 450–550°C. Удельное электросопротивление сплавов Cu–Cr–Zr после ДКУП увеличивается по сравнению с закаленным состоянием, что связано с существенным (на три порядка) уменьшением размера зеренной-субзеренной структуры. Уменьшение значений удельного сопротивления и повышение твердости в 2,5 раза и характеристик прочности в 2,8 раза после ДКУП и отжига в интервале температур 300–450°C, обусловлено протеканием в сплавах в этом температурном интервале процессов старения с выделением упрочняющих частиц вторых фаз, что подтверждается структурными наблюдениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта УрО РАН (№15-17-2-24).

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОБЛУЧЕНИИ ИХ ПОВЕРХНОСТИ

^{1,2} Овчаренко В.Е., ³ Иванов Ю.Ф., ¹ Шилько Е.В., ² Моховиков А.А.,
⁴ Yu Baohai, ⁵ Xu Yun Hua, ⁵ Zhong Lisheng

¹ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
ove45@mail.ru

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, ove45@mail.ru*

³ *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

⁴ *Institute of Metal Research CAS, Shenyang, China, bhyu@imr.ac.cn*

⁵ *Xi'an University of Technology, Xi'an, China, zhonglisheng1984@163.com*

Создание высокоэффективных методов упрочнения поверхностных слоев изделий из металлокерамических (твердых) сплавов на основе частиц высокотвердых тугоплавких химических соединений с металлическим связующим является одной из приоритетных задач современного материаловедения в машиностроении. Перспективным направлением в упрочнении поверхностных слоев металлокерамических сплавов является формирование в поверхностном слое многоуровневого в наноразмерной области структурно-фазового состояния, определяющего смену доминирующего механизма образования и роста трещин разрушения твердого сплава и повышение стойкости поверхностного слоя к разрушению при внешнем динамическом воздействии[1].

Эффективным методом указанной модификации структуры является импульсное электронное облучение в плазме инертного газа, совмещающее нагрев и охлаждение поверхностного слоя со скоростями до 10^{12} град/с и 10^9 град/с, соответственно, с бомбардировкой ионами инертного газа тугоплавких частиц поверхностного слоя металлокерамического композита [2].

На примерах металлокерамических сплавов с различным содержанием керамической компоненты показано, что эффективность импульсного электронно-ионно-плазменного облучения как метода формирования в поверхностном слое металлокерамического сплава многоуровневого в наномасштабной области структурно-фазового состояния зависит от значений энергии ионизации и атомной массы плазмообразующего газа – с понижением энергии ионизации и повышением атомной массы плазмообразующего газа происходит ускорение процессов растворения в расплаве металлического связующего частиц керамической компоненты, проявляется ускоренное диспергирование керамических частиц до наноразмерного уровня. В результате формирования многоуровневого структурно-фазового состояния происходит снижение величины коэффициента трения и кратное повышение износостойкости поверхностного слоя металлокерамического сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (Соглашение № 14.613.21.0049 от 11.11.2015г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI61315X0049)

1. S.Psakhie, V.Ovcharenko, Baohai Yu, E.Shilko, S., Y.Ivanov, A.Byeli, A.Mokhovikov. Influence of Features of Interphase Boundaries on Mechanical Properties and Fracture Pattern in Metal-Ceramic Composites. J. Mater. Sci. Technol., 2013, 29(11), p. 1025-1034.
2. Uglov V.V., Kuleshov A.K., Soldatenko E.A., Koval N.N., Ivanov Y., Teresov A.D. Structure, phase composition and mechanical properties of hard alloy treated by intense pulsed electron beams. Surface and Coatings Technology. 2012, 206 (11-12).

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ВВЕДЕНИИ В РАСПЛАВ TiO_2 , ZrO_2 И КРИОЛИТА

Зыкова А.П.^{1,2}, Попова Н.А.³, Курзина И.А.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск

zykovaap@mail.ru

В работе исследовано влияние модифицирующей смеси (МС) на основе ультрадисперсных частиц TiO_2 , ZrO_2 и криолита ($d_{\text{ср.}} = 0,9$ мкм) в количестве 0,3 % от массы расплава на механические свойства серого чугуна марки СЧ25. Проведена количественная оценка вкладов отдельных физических механизмов в повышение прочности чугуна СЧ25.

Исследования показали, что после введения МС в расплав серого чугуна СЧ25 основной фазовый состав ($\alpha\text{-Fe}$, Fe_3C , С) идентичен исходному чугуну. Установлено, что после введения МС в расплав СЧ25 происходит существенное измельчение пластинчатого графита (в 2 раза), распределенного в металлической матрице в виде колоний. Изменения размеров и характера распределения структурных составляющих серого чугуна СЧ25 после введения МС в расплав повлияло на физико-механические характеристики: увеличился предел прочности с 900 МПа до 990 МПа, а износостойкость возросла на 13%. Для Fe–C сплавов на основе преимущественно перлитной составляющей вклады в механизмы упрочнения несколько иные, чем в сплавах на ферритной основе: не действуют механизмы Орована, но действует барьерное торможение в перлитных колониях. Поэтому вклад в $\Delta\sigma_{\text{T}}$ перлитных сплавов в аддитивном приближении определяется как вклад в предел текучести перлита следующим соотношением [1]:

$$\Delta\sigma_{\text{перлита}} = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тв.р}} + \Delta\sigma_{\text{П}} + \Delta\sigma_{\text{д}},$$

где $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ – твердорастворное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{П}}$ – перлитное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ – дислокационное упрочнение.

При оценке вкладов отдельных механизмов упрочнения в серых чугунах СЧ25 было установлено, что основными вкладами в повышение предела текучести после введения МС являются твердорастворное и перлитное упрочнения (табл. 1). Вклад в $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ повышается за счет появления в отливках серого чугуна 0,02 масс. % Al. Перлитное упрочнение обусловлено повышением дисперсности феррито-цементитной структуры перлитных зерен. Выявлено, что вклад в упрочнение может также давать измельчение зеренной структуры феррито-перлитной матрицы в 1,5 раза и измельчение размеров пластинчатого графита в 2 раза согласно соотношению Холла–Петча. Снижение вклада $\Delta\sigma_{\text{д}}$ в повышение предела текучести серых чугунов после введения МС не вносит значительных изменений в общее упрочнение, так как компенсируется большим вкладом $\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$ и $\Delta\sigma_{\text{П}}$ по сравнению с исходным чугуном (табл. 1).

Таблица 1. Вклады отдельных механизмов в упрочнение серых чугунов СЧ25

Чугун СЧ25	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\Delta\sigma_0$, МПа	$\Delta\sigma_{\text{тв.р}}$, МПа	$\Delta\sigma_{\text{П}}$, МПа	$\Delta\sigma_{\text{д}}$, МПа	$\Delta\sigma_{\text{T}}$, МПа
Исходный	380	900	30	183	115	59	387
После введения МС	420	990	30	251	153	32	466

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 13-02-98034.

1. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 209 с.

ABOUT OSCILLATIONS OF TWO ADJACENT DISLOCATION SEGMENTS IN THE EXTERNAL STRESS FIELD

Dezhin V.V.

Voronezh State Technical University, Voronezh, Russian Federation

viktor.dezhin@mail.ru

Consider displacement of the points of the dislocation line $\xi(l, t) = 0$ at $l \in (-\infty, -L_1] \cup \{0\} \cup [L_2, \infty)$, where l is coordinate along the dislocation line, t is the time, L_1 and L_2 are the lengths of dislocation segments. Draw the axis z along the dislocation line. We seek a solution for the displacement of the dislocation in the form of the Fourier series of sines considering fixing conditions:

$$\xi(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(1)}(\omega) \sin \frac{\pi n z}{L_1} \theta(L_1/2 - |z + L_1/2|) + \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(2)}(\omega) \sin \frac{\pi n z}{L_2} \theta(L_2/2 - |z - L_2/2|),$$

where ω is frequency, $\theta(x)$ is Heaviside function. The equation of oscillation of two adjacent dislocation segments of different lengths is obtained:

$$\sum_{n=1}^{\infty} \left[Q_n^{(1)}(\omega) \int_{-L_1}^0 dz' G_0(z - z', \omega) \sin \frac{\pi n z'}{L_1} + Q_n^{(2)}(\omega) \int_0^{L_2} dz' G_0(z - z', \omega) \sin \frac{\pi n z'}{L_2} \right] = f(z, \omega).$$

Here $G_0(z, \omega)$ is the kernel of the integral operator in the equation of motion of an infinite dislocation, $f(z, \omega)$ is the value of the external force per unit length of the dislocation. After the transformations matrix equations is found

$$\sum_{s'=1}^2 \sum_{n=1}^{\infty} B_{mn}^{(s,s')}(\omega) Q_n^{(s')}(\omega) = F_m^{(s)}(\omega) \quad (s = 1, 2),$$

where $B_{mn}^{(s,s')}(\omega)$ is matrix elements of dislocation oscillators, or in the form of block matrices

$$\begin{pmatrix} B^{(1,1)} & B^{(1,2)} \\ B^{(2,1)} & B^{(2,2)} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} Q^{(1)} \\ Q^{(2)} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} F^{(1)} \\ F^{(2)} \end{pmatrix}.$$

For the matrix elements is obtained

$$B_{mn}^{(\alpha,\alpha)} = \frac{2\pi^2 mn}{L_\alpha^2} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^n \cos q L_1}{[(\pi m / L_\alpha)^2 - q^2][(\pi n / L_\alpha)^2 - q^2]} \quad (\alpha = 1, 2),$$

$$B_{mn}^{(1,2)} = -\frac{\pi^2 mn}{L_1 L_2} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^m \cos q L_1 - (-1)^n \cos q L_2 + (-1)^{m+n} \cos q (L_1 - L_2)}{[(\pi m / L_1)^2 - q^2][(\pi n / L_2)^2 - q^2]},$$

$$B_{mn}^{(2,1)} = -\frac{\pi^2 mn}{L_1 L_2} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^n \cos q L_1 - (-1)^m \cos q L_2 + (-1)^{m+n} \cos q (L_1 - L_2)}{[(\pi m / L_2)^2 - q^2][(\pi n / L_1)^2 - q^2]}.$$

If $m + n$ an odd number then $B_{mn}^{(1,1)} = B_{mn}^{(2,2)} = B_{mn}^{(1,2)} = B_{mn}^{(2,1)} = 0$. The equation that determines the eigenfrequencies of oscillations of these segments has the form

$$\det \begin{pmatrix} B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) \\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) \end{pmatrix} = 0.$$

ДОМЕННАЯ СТРУКТУРА И ОПТИМИЗАЦИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ МАГНИТОПРОВОДОВ

Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И.

Институт физики металлов им. М.Н. Мухомова УрО РАН, Екатеринбург, Россия
drago@imp.uran.ru; pudov@imp.uran.ru

Изучены возможности улучшения функциональных физических свойств разных типов магнитопроводов из магнитомягких кристаллических и аморфных сплавов на основе кремнистого железа. Разработаны методы и режимы управления ориентационными, размерными и динамическими параметрами магнитных доменов путём одноосно текстурующего комплекса термомагнитных, локально лазерных и плоскостных деформационных воздействий. В результате в электротехнических магнитопроводах из анизотропных сталей марок 3407, 3408 было достигнуто снижение вихрековых магнитных потерь на 25–35%, повышение магнитной проницаемости в 1,5-2 раза и прочностных характеристик, рост термической и временной стабильности [1-3].

Основой улучшения магнитных свойств элементов магнитопровода из сплава Fe–3%Si (однофазный твёрдый раствор с ОЦК решеткой – α -фаза) с высокой степенью совершенства ребровой (110)[001] текстуры и магнитоактивным покрытием является усиление одноосной анизотропии при формировании узких поперечно ориентированных зон тепловой лазерной деформации. В элементах трансформаторных магнитопроводов это приводит к уменьшению объёма неоднородно напряженных участков вблизи зон лазерного воздействия, объёма поперечно намагниченных 90° замыкающих доменов и в 2–3 раза ширины полосовых продольно намагниченных 180° доменов. Увеличение числа активных доменных границ и однородности их движения при уменьшении скорости обеспечивают существенное снижение магнитных потерь энергии в низкочастотной (50–400 Гц) области перемагничивания. Установленная оптимизация распределения структурных зон лазерной деформации обеспечивает по всему объёму элементов магнитопровода сложной формы прохождение магнитного потока вдоль осей лёгкого намагничивания [001], [010], [100], тем самым, заменяя механизм вращения намагниченности в образце на малозатратный механизм смещения доменных границ [2].

В витых кольцевых магнитопроводах из лент аморфных сплавов FeCoSiB и FeNiSiB применение оптимального режима термомагнитного воздействия в магнитном поле, направленном ортогонально торцевой плоскости витков ленты, обеспечивает оптимизацию плоскостного распределения, размерных и динамических параметров магнитных доменов и существенное улучшение физических свойств исследованных магнитопроводов при разных амплитудах магнитной индукции [4, 5].

Работа выполнена по госзаданию, тема «Магнит» № 01201463328.

1. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И., Каренина Л.С. Оптимизация доменов и снижение
2. магнитных потерь в электротехнической стали активным покрытием и лазерной об-
3. работкой // Известия РАН, Серия физическая, 2013, т.77, №10, с.1496-1498.
4. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ улучшения магнитных свойств анизотропной электротехнической стали лазерной обработкой. Патент РФ №2501866. Бюл. изобр. №35. 2013.
5. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности // ФХОМ. 2013, №3, с.44-52
6. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С. Способ обработки магнитопровода. Патент РФ № 2510661. Бюл. изобр. №10, 2014.
7. Пудов В.И. Драгошанский Ю.Н. Термомагнитная обработка изделий из аморфного сплава // Вестник ТГУ, серия Естественные и технические науки. Т.18, вып. 4,ч.2, 2013, с.2055-2056.

ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗОН ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ ТМО Fe-3%Si СПЛАВОВ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия

pudov@imp.uran.ru; drago@imp.uran.ru

Деформационное локально лазерное воздействие (ЛЛВ) на Fe-3%Si сплавы приводит к 15–25 % снижению вихретоковых магнитных потерь (P_v) [1]. Однако, после разрезания анизотропной электротехнической стали (АЭС) на листы, её отжигают для снятия краевого наклепа, в результате этого, эффект от лазерной обработки стали, снижается при 600-650 °С в 2 раза, а при 800-850°С полностью исчезает [2-4].

Перспективное решение этой проблемы апробировали путем введения ЛЛВ мелкодисперсных примесных дефектов, из слабомагнитных веществ, в зоны обработки. Термостабилизацию зон ЛЛВ исследовали на образцах листовой АЭС марки 3407 ($B_{800}=1,89$ Тл, толщина 0,27 мм). Применяли дефекты из мелкодисперсных слабомагнитных веществ с намагниченностью насыщения 100-300 Гс, например, бор содержащий магний-фосфат в составе покрытия или в виде порошка, насыпаемого на поверхность листов. Применяли лазер с длиной волны 10,6 мкм. Отжиг проводили при 500-800°С. Комплекс ЛЛВ и частичного расплава примесных дефектов сохраняет в стали величину эффекта (13 %, см. табл.) при 700 °С, а эффект обычного ЛЛВ в два раза меньше (7 %). При 800 °С, результаты обычного ЛЛВ практически исчезают, а в условиях применения примесных дефектов снижение магнитных потерь составляет 11%.

Таблица 1. Магнитные потери до и после ЛЛВ и отжига АЭС марки 3407.

Покрытие Mg-P-B в зоне ЛЛВ	Свойство	Магнитные потери (Вт/кг) в (%)					
		Состояния		Температура отжига (°С)			
		Исх.	ЛЛО	500	600	700	800
Обычное	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	1,18	1,01	1,00	1,04	1,10	1,14
	Изменение, %	-	14,5	15,5	12	7	3
Обработка	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	1,16	0,97	0,95	0,99	1,01	1,03
	Изменение, %	-	16	18	14,5	13	11

Однако наибольший эффект снижения магнитных потерь АЭС (до 17 % по $P_{1,7/50}$). можно достичь, применяя на заключительной стадии обработки термомагнитный отжиг. Отжиг в продольном магнитном поле повышает одноосную магнитную анизотропию элемента магнитопровода, усиливая действие растягивающих напряжений, возникающих между сжатыми зонами ЛЛВ. Это вызывает уменьшение объёма комплексов замыкающих доменов, содержащих внутриобъемные домены поперечной намагниченности и каплевидные поверхностные домены, а также уменьшение ширины основных полосовых 180° доменов и скоростей движения их границ, следовательно, и P_v .

Работа поддержана программой УрО РАН, проект № 15-17-2-53.

1. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности // ФХОМ. 2013, №3, с.44-52.
2. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Эффект примесной термостабилизации зон лазерного воздействия на анизотропные магнитомягкие материалы // Доклады РАН, серия Техническая физика. 2013, т. 453, №2, с.159-161.

3. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Лазерное воздействие на анизотропные магнитомягкие материалы. Сборник научных трудов VIII Международной научно-технической конференции «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». Минск: ФТИ НАН Беларуси. 2013. Кн. 2. С. 423-427.
4. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ изготовления анизотропной электротехнической стали. Патент РФ №2569260. №32. 2015.

THE STUDY OF PHOTOCATALYTIC COATING BY COLD SPRAYING

Tianying Xiong, Jun Gong

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang

tyxiong@imr.ac.cn

Cold spray (CS) is a solid state coating process that uses a high-speed gas jet to accelerate powder particles toward a substrate whereby metal particles plastically deform and consolidate upon impact. The term "cold spray" refers to the relatively low process temperature involved in the process, which is typically much lower than the melting point of the spray material. As a consequence, the deleterious effects of high-temperature oxidation, crystallization, phase transformation, residual stress, and other common problems for traditionally thermal spraying are minimized or eliminated. In the past, CS process is usually applied to metallic coatings, such as Cu, Ag, Zn, Al and so on. In recent decade, brittle materials (including oxides and ceramic, etc.) deserve special attention. Well-crystallized titania (TiO_2) and phosphorous, nitrogen, and molybdenum tri-doped TiO_2 (P, N, Mo)- TiO_2 coating were prepared respectively through Cold Spraying with compressed air as processing gas in this study. The photodegradation of rhodamine B (RB), assisted by such deposited TiO_2 coatings was studied. The RB decayed directly to colorless end products of water and mineral acids. Mechanism on photodegradation of RB by (P, N, Mo)- TiO_2 coatings under visible light and on deposition of cold spraying coating was also proposed.

TWO-PHASE QUASI-EQUILIBRIUM IN β -TYPE Ti-BASED BULK METALLIC GLASS COMPOSITES

Zhang L., Pauly S., Tang M.Q., Eckert J., Zhang H.F.

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, , Shenyang

hfzhang@imr.ac.cn

The microstructural evolution of cast Ti/Zr-based bulk metallic glass composites (BMGCs) containing β -Ti still remains ambiguous. This is why to date the strategies and alloys suitable for producing such BMGCs with precisely controllable volume fractions and crystallite sizes are still rather limited. In this work, a Ti-based BMGC containing β -Ti was developed in the Ti-Zr-Cu-Co-Be system. The glassy matrix of this BMGC possesses an exceptional glass-forming ability and as a consequence, the volume fractions as well as the composition of the β -Ti dendrites remain constant over a wide range of cooling rates.

АЛГОРИТМ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Наими Е.К.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
Москва, Россия, e.naimi@mail.ru

Обеспечение надежного прогнозирования усталостно-прочностных свойств изделий из металла при эксплуатации их в условиях действия постоянной внешней нагрузки является одним из основных требований, предъявляемых к конструкционным материалам с заявленным ресурсом усталостной прочности. В настоящей работе предлагается алгоритм определения предела усталостной прочности металлов по заявленному ресурсу усталостной прочности в режиме статического нагружения. Построение алгоритма основано на использовании нелинейной реологической модели упруго-пластической деформации твердого тела при постоянной внешней нагрузке [1]. Действие алгоритма сводится к следующему.

1. По известным характеристикам условий натурных испытаний изделия – времени испытания $t_{\text{исп}}$ и действующему напряжению $\sigma_{\text{исп}}$, а также измеренной методом рентгеновской дифрактометрии [2] величине остаточных напряжений $\sigma_{\text{ост}}$ – определяют время релаксации напряжений:

$$\tau = -t_{\text{исп}} \left[\ln \left(1 - \frac{\sigma_{\text{ост}}}{\sigma_{\text{исп}}} \right) \right]^{-1}. \quad (1)$$

2. Ресурс усталостной прочности T_p , как время, по истечении которого усталостные напряжения в процессе эксплуатации изделия при постоянной нагрузке σ достигнут предела усталостной прочности σ_r , определяют по формуле:

$$T_p = -\tau \ln \left[\frac{\pi D}{4E^*} \left(1 - \frac{\sigma_r}{\sigma} \right) \right], \quad \sigma > \sigma_r, \quad (2)$$

где D – модуль упрочнения; E^* – приведенный нелинейный модуль упругости, зависящий от структурно-механических характеристик металла (структурного параметра γ , модуля Юнга E , коэффициента Пуассона ν и предела текучести σ_T).

3. Для установившегося процесса деформации ($t \rightarrow \infty$) оценивают протяженность площадки текучести $\Delta \epsilon_T(\infty)$ по формуле:

$$\Delta \epsilon_T(\infty) = \frac{4\sigma_T}{\pi D}. \quad (3)$$

4. Оценку ресурса усталостной прочности T_p осуществляют по формуле:

$$T_p = -\tau \ln \left[1,13(1 + 0,785 \cdot \Delta \epsilon_T(\infty)) \left(1 - \frac{\sigma_r}{\sigma} \right) \right]. \quad (4)$$

5. При решении обратной задачи – оценки предела усталостной прочности σ_r по заявленному ресурсу усталостной прочности T_p – используют формулу:

$$\sigma_r = \sigma \left(1 - \frac{4E^*}{\pi D} e^{-\frac{T_p}{\tau}} \right), \quad (5)$$

где σ – действующее напряжение приложенной постоянной нагрузки.

1. Е.К. Наими, Г.А. Андреев, А.В. Котелкин и др. Прогнозирование усталостных свойств металлов на основе обобщенной реологической модели // Известия ВУЗов. Серия Черная металлургия. №3. С.37-39 (2004).
2. Евразийский пат. № 000345 /А.В. Лютцау, А.В. Котелкин, А.Д. Звонков и др./ GO1N 23/20, 23/207 (1999).

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МОНИТОРИНГ РЕЛАКСАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПОЗИТАХ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Наими Е.К.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
Москва, Россия, e.naimi@mail.ru

Методом составного пьезоэлектрического вибратора [1] проведены ультразвуковые (УЗ) испытания образцов композита NiCuTiZr в интервале амплитуд деформации ε_0 от $\sim 10^{-6}$ до $5 \cdot 10^{-4}$ и частотах $\sim 10^5$ Гц. Образцы для исследования имели форму цилиндров диаметром 2 мм. Резонансная длина образцов составляла 21 мм. Плотность образцов $\rho = 6,89 \pm 0,04$ г/см³. Измеренный начальный модуль Юнга $E = 88,2$ ГПа.

Снимались амплитудные зависимости внутреннего трения (ВТ) Q^{-1} и дефекта модуля Юнга (ДМЮ) $\Delta E / E$ как в прямом, так и в обратном направлениях, а также после УЗ испытаний (2 часа) и отдыха (28 суток). Все измерения проводили при комнатной температуре и атмосферном давлении.

В предположении одномодового релаксационного процесса зинеровского типа с одним временем релаксации τ [2] по отношению $r = Q^{-1} / |\Delta E / E| = \omega \tau$ было найдено время релаксации τ для всех режимов испытаний. На прямой ветви зависимость $\tau(\varepsilon_0)$ имеет линейный характер – прямая линия, проходящая через точки $\tau_1 = 1,85 \cdot 10^{-6}$ с при $\varepsilon_0 = 0$ и $\tau_2 = 1,05 \cdot 10^{-6}$ с при $\varepsilon_0 = 2,2 \cdot 10^{-4}$. На обратной ветви, в интервале амплитуд деформации $\varepsilon_0 = 3 \cdot 10^{-5} - 2 \cdot 10^{-4}$, время релаксации τ не зависит от ε_0 : $\tau_2(\varepsilon_0) = \text{const} = 1,05 \cdot 10^{-6}$ с. После УЗ испытаний на кривых амплитудных зависимостей ВТ и ДМЮ выделяются два характерных участка: 1) при $\varepsilon_0 \leq 1 \cdot 10^{-4}$ ВТ и ДМЮ являются амплитудно-независимыми, причем их уровень почти на порядок меньше уровня ВТ и ДМЮ обратной ветви; 2) при $\varepsilon_0 > 1 \cdot 10^{-4}$ ВТ и ДМЮ становятся амплитудно-зависимыми с характерным степенным законом изменения от ε_0 . Указанные факты свидетельствуют о том, что в данном состоянии ВТ и ДМЮ образцов имеют атермическую природу. Соответствующее время релаксации неупругой деформации можно представить в этом случае как:

$$\tau_3(\varepsilon_0) = \begin{cases} \tau_0, & \varepsilon_0 \leq 10^{-4}; \\ \tau(\varepsilon_0), & \varepsilon_0 > 10^{-4}, \end{cases} \text{ где } \tau_0 = 5,0 \cdot 10^{-8} \text{ с.}$$

По результатам проведенных исследований делается вывод о том, что при амплитудах УЗ деформации $\varepsilon_0 \geq 1 \cdot 10^{-4}$ неупругое поведение образцов композита NiCuTiZr инициируется атермическим мартенситным превращением [3-5].

1. Н.А. Тяпунина, Е.К. Наими, Г.М. Зиненкова. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. Изд-во МГУ им. М.В. Ломоносова, М. (1999). 238 с.
2. В.С. Постников. Внутреннее трение в металлах. Металлургия, М. (1974). С. 59–63.
3. D.V. Louzguine-Luzgin, A. Vinogradov, Guoqiang Xie, et al. Phil. Mag. 89, No. 32, 2887 (2009).
4. S. Kustov, D. Salas, E. Cesari, et al. Acta Materialia. 60, 2578 (2012).
5. I.S. Golovin, V.Yu. Zadorozhnyy, A.Yu. Churyumov, et al. J. of Alloys and Comp. 579, 633 (2013).

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ МАКРОДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ ШВОВ, ВЫЯВЛЕННЫХ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ, НА ЗАПАС ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ

Судаков Д. М., Казанцева Н. В.

*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
2Fred@rambler.ru*

В настоящее время в промышленности для хранения и накопления различных видов полуфабрикатов и готовых продуктов (от сахарной мелассы на сахарных заводах до различных видов горючего на нефтеперерабатывающих заводах) используются вертикальные стальные резервуары. По мере монтажа и сварки стенки резервуаров неотъемлемой частью производства является промежуточный неразрушающий контроль, осуществляющийся преимущественно рентгеновским методом и ультразвуком.

Выявленные в результате рентгеновского контроля дефекты нормируются по ГОСТ 23055-78, недопустимые подлежат ремонту: вышлифовыванию и последующему завариванию. Места ремонта подлежат повторному контролю. На практике, на местах ремонта встречаются дефекты по геометрии превышающие размеры первоначальных. Этот факт порождает ряд вопросов: насколько опасны подобные несплошности в толщине шва? Снизится ли эксплуатационный ресурс, и повысится ли риск возникновения аварии, если подобный дефект не будет устранен? Для разрешения этих вопросов возникает задача: разработать схему испытаний, изготовить и испытать сварные образцы с различными внутренними недопустимыми дефектами.

В работе проведено исследование сварного шва, толщина свариваемых листов 8 мм. Целью работы является оценка предельных размеров внутренних дефектов, отвечающих за существенное снижение эксплуатационных свойств сварного изделия. Методом рентгеновского неразрушающего контроля был выявлен ряд внутренних пор в сварном шве. Проведена оценка их размеров. Полученные результаты механических испытаний сварных швов с дефектами различных размеров обсуждаются.

Рисунок 1 представляет рентгеновскую пленку с внутренним дефектом сварного шва (дефект указан стрелкой).

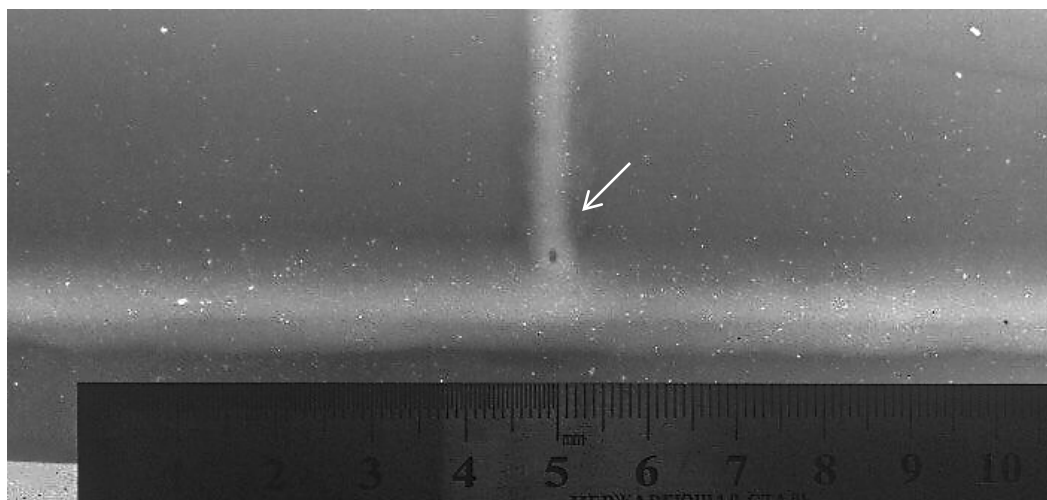


Рис.1. Недопустимая пора, с геометрическими размерами 1х2 мм.

Работа выполнена по проекту РНФ № 15-12-00001.

РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ КАРБОНИЗАЦИИ

Антанович А.А.¹, Колесников С.А.²

¹ *Институт физики высоких давлений РАН, Москва, Россия,*

antanov@hppi.troitsk.ru

² *АО «НИИГрафит», Москва, Россия,*

skolesnikov02@mail.ru

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) представляют собой углеродные матрицы, армированные углеволокнистыми каркасами различных пространственных структур. Одними из основных технологических операций в производстве УУКМ, определяющими эксплуатационные свойства материала, являются многократные (до 5 раз) последовательные операции пропитки заготовок УУКМ каменноугольным пеком под высоким давлением с последующей изостатической карбонизацией. В мировой практике производства УУКМ эти операции проводят в дорогостоящих и небезопасных газостатах. Наши организации разработали альтернативный способ пропитки и карбонизации заготовок УУКМ с использованием существующих гидравлических прессов усилием более 5000 тонн и аппаратов высокого давления типа «цилиндр-поршень», в которых средой, передающей давление, является обычный речной песок. Этот способ внедрен в промышленную эксплуатацию и обеспечивает серийное производство УУКМ, полностью покрывая потребности ракетно-космической отрасли страны.

Экспериментально определенные значения прочностных характеристик промышленных УУКМ могут служить хорошим критерием применимости той или иной модели для проведения расчетных оценок таких характеристик на основе индивидуальных свойств углеродных волокон, достигнутой плотности материала и схем его армирования. В качестве примера рассмотрен расчет предела прочности при растяжении трехмерно армированного УУКМ «Десна Т-1» на основе углеродного волокна из комплексной углеродной нити УКН-5000 [1]. При этом предложенная модель расчета основана на вычислениях прочности идеально связанного сплошной углеродной матрицей пучка волокон и четырех коэффициентов пропорциональности, снижающих реализацию этой прочности. Три из четырех коэффициентов носят статистический характер и определяются дисперсией свойств углеродных волокон. Четвертый коэффициент снижения реализации прочности армирующего наполнителя в композиционном материале зависит от объема и формы пористости, а также параметра связанности матрицы. Описанный выше способ изостатической карбонизации при производстве УУКМ позволяет последовательно от этапа к этапу наращивать связующую матрицу на исходно сформированном армирующем каркасе и обеспечивает техническую возможность достижения коэффициента связанности углеродного вещества, практически равного единице.

В итоге оценка предела прочности УУКМ «Десна Т-1» при растяжении по предложенной модели дала значение 0,143 ГПа, что хорошо согласуется с измеренными значениями этой характеристики на промышленных образцах материала, лежащими в интервале от 0,130 до 0,170 ГПа (норма по ТУ не менее 0,100 ГПа)

1. [Многомерно-армированные углерод-углеродные композиционные материалы. http://www.niigrafit.ru/produktsiya/kompozity.php](http://www.niigrafit.ru/produktsiya/kompozity.php)

СТРУКТУРА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ СВОБОДНЫМ СПЕКАНИЕМ

Лукьянова О.А., Красильников В.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет
(НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия
Sokos100@mail.ru*

На сегодняшний день в рамках современной индустрии производства керамических материалов нитрид кремния по праву является одним из наиболее перспективных типов керамики. Керамика на основе нитрида кремния отличается превосходными функциональными характеристиками вкупе с высокими прочностными свойствами, термостабильностью, высокой устойчивостью к окислению и воздействию кислот и расплавов, износостойкостью, умеренно высокой теплопроводностью и низким коэффициентом линейного расширения. Выбор оксида магния в качестве легирующей добавки обусловлен возможностью повышения таких механических свойств конструкционной керамики на основе нитрида кремния как трещиностойкость и сопротивление росту усталостной трещины.

Исходным компонентом шихты был порошок нитрида кремния Si_3N_4 альфа фракции. Добавками служили порошки оксидов алюминия Al_2O_3 , магния MgO и иттрия Y_2O_3 . Порошок оксида магния был получен по собственной технологии в процессе отжига природного сырья при температуре 700°C (исходный материал-шестиводный нитрат магния был получен при разработке Халиловского месторождения). Были рассмотрены композиции с содержанием 0 мас.%, 1 мас.%, 2 мас.% и 5 мас.% оксида магния. Суммарное содержание оксидов иттрия и алюминия было постоянным и равным 15 мас.%. Порошки были равномерно перемешаны с помощью мельницы марки Retsch RS-200. Керамический материал на основе нитрида кремния был предварительно компактирован при помощи изостатического прессы EPSI CIP 400 B-9140, затем проводилось свободное спекание полученных заготовок в атмосфере азота. Особенности структуры полученных керамических материалов были исследованы с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D.

Было выявлено, что керамический материал, не содержащий в шихте оксида магния, характеризуется наличием однородной структуры типа $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ с вытянутыми зернами со средним размером 3.1 мкм. Однородная структура с удлиненными структурными составляющими размером 2.2 мкм и 3.4 мкм наблюдалась для материалов с 1 мас. % и 2 мас. % добавкой оксида магния, соответственно. Следует особо отметить, что принципиально иной дуплексный характер структуры типа α/β нитрида кремния демонстрирует керамический материал с добавлением оксида магния в количестве 5 мас. %. Наблюдается совокупность как равноосных более мелких (1.2 мкм), так и удлиненных более крупных (2.4 мкм) структурных составляющих.

Было установлено влияние содержания оксида магния на особенности микроструктуры полученного керамического материала на основе нитрида кремния, в частности, на тип и средний размер структурных составляющих. Ввиду сравнительной простоты технологического процесса предлагаемая технология представляется приемлемой и экономически целесообразной в широком спектре потенциальных областей применения современной промышленности и техники, в частности, таких высокотехнологичных областях как авиационная промышленность и ракетостроение.

STUDY OF HYDROGEN INTERACTION WITH IMPERFECTIONS OF STRUCTURE IN BCC IRON

Verkhoviykh A.V., Okishev K.Yu., Mirzoev A.A., Mirzaev D.A.

South Ural State University (national research university), Chelyabinsk, Russia

verkhoviykhav@susu.ru

The presence of hydrogen in metals and alloys is a major source of degradation of their performance properties. The so-called phenomenon of hydrogen embrittlement (HE) is a process that leads to a decrease in toughness or plasticity of the metal. The solubility of hydrogen in metals is very small. Due to the low mass and radius of H impurity atoms they scatter weakly X-rays and electrons. All of this makes it significantly difficult to carry out experimental study of the HE problem. Studies have shown that it is largely due to strong dependence of solubility and diffusion mobility of hydrogen atoms on the concentration of various crystal lattice defects. It is known that hydrogen atoms may be trapped by point defects, defect complexes, grain boundaries, and interphase boundaries. An important characteristic of hydrogen interaction with lattice defects is the binding energy. The higher the binding energy of hydrogen with a trap, the greater the trap performance in preventing fracture.

In this study, we carried out calculations of the binding energy of hydrogen to lattice defects in bcc Fe by *ab initio* computer simulation. All calculation was performed in the WIEN2k package using density functional theory (DFT) by the linear augmented plane waves (LAPW) method with a generalized gradient approximation (GGA'96).

The following imperfections of structure were considered as hydrogen atom traps: vacancy; grain boundaries $\Sigma 3$ (111), $\Sigma 5$ (310) and $\Sigma 5$ (210); and the ferrite–cementite interphase boundary. Formation energy of defects and their binding energy with hydrogen are presented in the table.

Trap type		Formation energy		Binding energy, eV	
		Our results	Experiment	Our results	Experiment
Vacancy	ferromagnetic	2.15 eV	1.6–2.2 eV [1]	0.60	0,63 [2]
	paramagnetic	1.77 eV	1.79±0.10 eV [3]	0.27±0.05	–
Grain boundary	$\Sigma 3(111)$	1.46 J/m ²	0.985 J/m ² [4]	0.39	0,51 [5]
	$\Sigma 5(310)$	1.44 J/m ²		0.43	
	$\Sigma 5(210)$	1.83 J/m ²		0.81	
α -Fe / Fe ₃ C (101) _C (112) _F		594 mJ/m ²	560 mJ/m ² [6]	0.07–0.30	0.21–0.48 [7]

The authors gratefully acknowledge the support from the Ministry of Education and Science of the Russian Federation and the Russian Foundation of Basic Research [grant number 14-03-00618-a].

1. T. Ohnuma, N. Soneda, and M. Iwasawa, Acta Mater. 57, 5947 (2009).
2. S. M. Myers et al., Rev. Mod. Phys. 64, 559 (1992).
3. L. De Schepper et al., Phys. Rev. B 27, 5257 (1983).
4. T. Roth, Mater. Sci. Eng. 18, 183 (1975).
5. K. Ono and M. Meshii, Acta Metal Mater. 40, 1357 (1992).
6. S.K.Das, A.Biswas, R.N.Ghosh, Acta Met. et Mat., 41, 777 (1993).
7. K. Takai, R. Watanuki, ISIJ Int., 43, 520 (2003).

СВЯЗЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С ПАРАМЕТРАМИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В.*

ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург,

*Санкт-Петербургский государственный университет.

[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)

Проведены исследования акустической эмиссии (АЭ) в плоских образцах сплава Ti–50,6 вес.% Ni в условиях значительных градиентов температурного поля. Неравномерность распределения температуры по образцу обусловлена режимом нагрева. Свободный конец консольно-закрепленного образца (2) размером 64x10x2 мм нагревали пламенем свечи (рис.1). В экспериментах применяли датчик MSAE1300WB-C (1) и усилитель MSAE FA010 с общим усилением 80дБ. Было показано, что акустические сигналы, генерируемые обратным мартенситным превращением, отмечаются только в зоне контакта датчика с материалом образца. Удаление зоны нагрева от датчика задерживает начало регистрации АЭ.

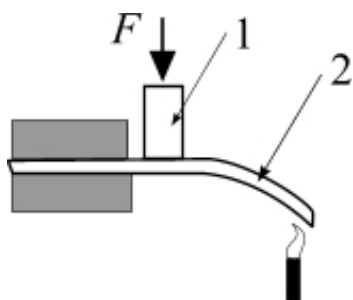


Рис.1. Схема эксперимента

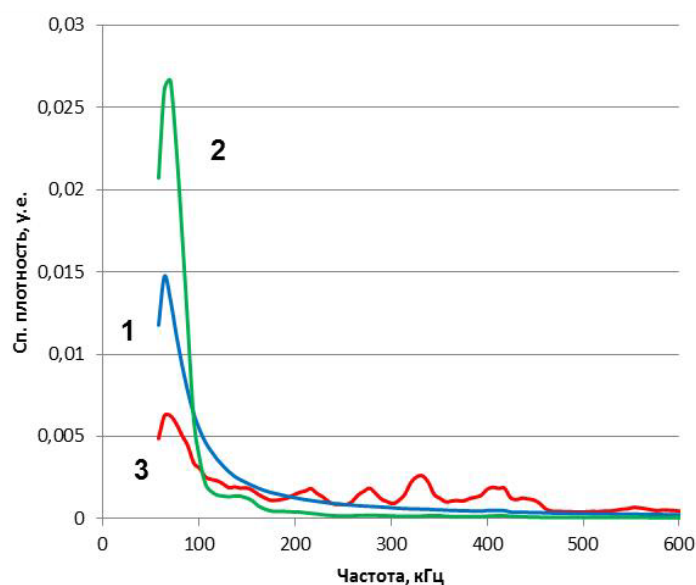


Рис.2. Основные типы сигналов АЭ, регистрируемые при нагреве деформированного образца

В изогнутой пластине с остаточной деформацией в наружном волокне ~3% срабатывание эффекта памяти формы (ЭПФ) происходит до начала фазового превращения в контактной зоне датчика. Однако при этом все же регистрируется сравнительно небольшая группа сигналов, отличающихся по своим параметрам от АЭ при нагреве недеформированного образца (рис.2). Основную группу при термоциклировании сплава TiNi составляют сигналы, частотный спектр которых соответствует кривой 1 на рис.2. Они наблюдаются как при обратном, так и прямом фазовых превращениях. Дискретную составляющую АЭ образуют сигналы, отраженные кривой 2. Выпрямление изогнутого образца сопровождается сигналами третьего вида (кривая 3) с локальными максимумами в интервале частот 200–455 кГц (кривая 3).

Полученные результаты позволяют говорить о возможности применения спектрального анализа АЭ для неразрушающего контроля механизмов, работающих на эффекте памяти формы, в режиме реального времени.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Горохов В.А., Казаков Д.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А.

Научно-исследовательский институт механики

Национального исследовательского Нижегородского государственного университета

им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия,

vas-gor@rambler.ru

В докладе обсуждается вариант модели, описывающей процессы высокотемпературной ползучести ряда жаропрочных сплавов с учетом влияния нейтронного облучения. Модель реализована в составе общей модели поврежденного материала, описанной в [1, 2]. В основу модели положены определяющие соотношения термползучести для необлученных жаропрочных сплавов [1], дополненные учетом влияния эффектов облучения. В частности, в отличие от поведения хромоникелевых сталей при терморadiационных воздействиях [3], основные эффекты нейтронного облучения рассматриваемых сплавов, согласно имеющимся экспериментальным данным, проявляются лишь в заметном изменении скорости термической ползучести.

Для описания скорости термической ползучести $\dot{\epsilon}_{ij}^T$ использована модель ползучести необлученного материала [1, 2], дополненная учетом влияния облучения в форме:

$$\dot{\epsilon}_{ij}^T = \dot{\epsilon}_{ij}^c \cdot F_c(T, \theta, \Phi),$$

где $\dot{\epsilon}_{ij}^c$ – скорость деформаций ползучести необлученного материала [1, 2]; $F_c(T, \theta, \Phi)$ – функция, учитывающая влияние факса нейтронов Φ на скорость деформации термической ползучести; θ – параметр, характеризующий уровень напряжений в рассматриваемой точке материала связанный с девиатором действующих напряжений σ'_{ij} и начальным пределом ползучести облучаемого материала C_Φ . Начальный предел ползучести C_Φ зависит от температуры и факса нейтронов Φ : $C_\Phi = C_\Phi(T, \Phi)$.

В докладе рассмотрены вопросы получения материальных функций и экспериментального обоснования предлагаемой модели. На основе предложенной выше модели в рамках вычислительного комплекса УПАКС [4] разработана и верифицирована численная методика и программа для решения задач высокотемпературной ползучести конструкций из жаропрочных сплавов в условиях нейтронного облучения.

1. Капустин С.А., Казаков Д.А., Чурилов Ю.А., Галущенко А.И., Вахтеров А.М. Экспериментально-теоретическое изучение поведения изделий из жаропрочного сплава в условиях высокотемпературной ползучести // Проблемы прочности и пластичности. – 2008. – Вып. 70. – С. 98–108.
2. Капустин, С.А. Моделирование нелинейного деформирования и разрушения конструкций в условиях многофакторных воздействий на основе МКЭ: монография / С.А. Капустин, Ю.А. Чурилов, В.А. Горохов. – Нижний Новгород: Изд-во Нижегородского госуниверситета им. Н.И. Лобачевского, 2015. – 347 с.
3. Капустин С.А., Горохов В.А., Васильев Б.А., Виленский О.Ю., Кайдалов В.Б., Осетров Д.Л., Марголин Б.З., Гуленко А.Г. Сравнительный анализ радиационно-термического формоизменения отражателей реакторов БН-600 и БН-800 по результатам численного моделирования // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2011. – № 6. – С. 99–107.
4. Вычислительный комплекс УПАКС. Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности. Аттестационный паспорт программного средства. Регистрационный паспорт аттестации ПС № 147 от 31.10.2002.

ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ОТЖИГЕ КРИОГЕННО ПРОКАТАННОЙ ЛАТУНИ Cu-30Zn

Корзникова Г.Ф.¹, Конькова Т.Н.¹, Миронов С.Ю.²,
Корзников А.В.¹, Мышляев М.М.^{3,4}

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН Уфа, Россия*

²*Университет Тохоку, Сендай, Япония*

³*Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия*

⁴*Институт Физики Твердого Тела, Москва, Россия*

korznikova@anrb.ru

Большие деформации при криогенных температурах часто рассматриваются как перспективный и экономически эффективный способ получения ультрамелкозернистых материалов. Такой подход, как полагают, особенно эффективен для материалов, склонных к механическому двойникованию и формированию полос сдвига. Однако недавние исследования латуни Cu–30Zn прокатанной при криогенных температурах показали, что микроструктура полученная таким образом может быть чрезвычайно неоднородной. Одним из возможных путей решения этой проблемы может быть рекристаллизационный отжиг после криогенной прокатки. Для выяснения применимости такого подхода было исследовано поведение при отжиге криогенно прокатанной латуни Cu–30Zn.

Для исследования латунь подвергали прокатке при температуре жидкого азота до 10% от первоначальной толщины и затем изохронно отжигали при температурах в интервале от 100°C (0,30 T_{пл}) до 900°C (0,95 T_{пл}) в течение 1 часа. Микроструктурные и текстурные исследования проводили с помощью EBSD анализа.

На основании экспериментальных наблюдений могут быть выделены 4 температурных интервала, отличающихся поведением микротвердости, текстуры и микроструктуры при отжиге. Так, в интервале температур 100–200°C (0,30–0,38 T_{пл}), изменения микроструктуры и текстуры незначительны, несмотря на значительный рост микротвердости, что вызвано сегрегацией на дефектах упаковки (эффект Suzuki). В интервале температур 300–400 °C (0,46–0,55 T_{пл}), микротвердость материала быстро снижается, рекристаллизация сопровождается образованием двойников отжига, а доминирующим механизмом является прерывистая рекристаллизация. Этот процесс коренным образом изменил зеренную структуру, распределение разориентировок зерен и кристаллографическую текстуру. В частности, значительно уменьшилась доля малоугловых границ и увеличилась доля двойниковых границ типа Σ3. При температуре отжига 500°C (0,63 T_{пл}) и выше, эволюция микроструктура может быть интерпретирована с точки зрения нормального роста зерен, что обуславливает незначительные изменения как в распределении разориентировки зерен, так и в текстуре. С 900°C (0,95 T_{пл}) происходит укрупнение зерен.

Таким образом, отжиг при 400 °C (0,55 T_{пл}) позволяет получить рекристаллизованную ультрамелкозернистую структуру со средним размером зерна 0,8 мкм и долей высокоугловых границ около 90% и слабой текстурой. Микротвердость в этом структурном состоянии была лишь на 30% ниже, чем в исходном состоянии, полученном криогенной прокаткой.

СИНТЕЗ И РОСТ ИЗ РАСПЛАВА КРИСТАЛЛОВ $\text{GaSe}_{1-x}\text{S}_x$ ($x = 0-1$). ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА

Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Борисенко Д. Н., Терещенко А. Н.,
Тимонина А. В.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,
borisenk@issp.ac.ru

Интерес к выращиванию кристаллов GaSe [1, 2] обусловлен возможностями их применения для параметрических преобразователей частоты лазерного излучения, начиная с ближнего инфракрасного (ИК), а также в среднем ИК, и в терагерцовом (ТГц) диапазоне спектра. В последнее время особое внимание уделяется выращиванию и исследованию свойств изовалентно и неизоделентно легированных кристаллов GaSe [3, 4].

Это связано с тем, что зачастую легирование приводит к изменению показателей преломления обыкновенной и необыкновенной волн, улучшению оптических свойств, что позволяет повысить эффективность преобразователей частоты.

В данной работе рассмотрено выращивание и свойства кристаллов тройных составов $\text{GaSe}_{1-x}\text{S}_x$ ($x = 0-1$). Выбор серы как легирующего компонента связан с тем, что сера является соразмерным и изовалентным элементом по отношению к селену.

Для исследований в откачанной до давления $1.3 \cdot 10^{-3}$ мбар и запаянной ампуле, были синтезированы из чистых компонентов (чистота 6N) Ga, Se, S двойные соединения, при температуре 1000°C для GaS и 900°C для GaSe. В зону печи при $T = 300^\circ\text{C}$ помещали серу и селен. Синтез проводили в течение 24 ч. Для выращивания кристаллов в кварцевую ампулу помещали навески синтезированных поликристаллов для получения требуемого тройного состава. Смесь нагревали до температуры плавления, а затем методом вертикальной зонной плавки под давлением Ar $16 \cdot 10^3$ мбар выращивали кристаллы диаметром 12 мм, длиной несколько сантиметров.

Рентгенофазовый анализ порошков показал, что выращенные кристаллы являются двойными соединениями с гексагональными решетками ϵ -GaSe (37-931 JCPDS), β -GaS (30-576 JCPDS) или твердыми растворами в тройной системе Se-Ga-S с параметрами решеток, близкими к расчетным. Спектр пропускания в субмикронном диапазоне, измеренный на пластинках толщиной 0.35 мм, показал высокое пропускание кристаллов твердых растворов: 50-55%, что находится на уровне пропускания чистого GaSe. С увеличением содержания серы наблюдается закономерное смещение края поглощения в коротковолновую область. В спектрах фотолюминесценции также наблюдался сдвиг пиков в сторону высоких энергий в диапазоне от 2 до 2.6 эВ с ростом концентрации серы. Все исследуемые образцы демонстрируют очень интенсивную фотолюминесценцию при низких температурах (4.2 К-10 К). При повышении температуры измерений до 100 К происходит сильное гашение интенсивности люминесценции. Измерения микротвердости по Виккерсу показали лишь незначительное ее снижение в твердых растворах, не более чем на 10% по сравнению с двойными соединениями. Таким образом, показано, что легирование GaSe серой в значительных концентрациях оптимизирует оптические свойства кристаллов и не ухудшает их механических свойств, что обеспечивает повышение эффективности генерации высших гармоник $\text{GaSe}_{1-x}\text{S}_x$ в широком спектральном диапазоне.

1. Kolesnikov N. N., E. B. Borisenko, D. N. Borisenko, V. K. Gartman, J. Cryst. Growth, **300** (2) (2007), pp. 294-298;
2. Y. Ni, H. Wu, Ch. Huang, M. Mao, Zh. Wang, X. Cheng, J. Cryst. Growth, **381** (2013), pp.10-14;
3. T.-J. Wang, J.-C. Gao, Yu. M. Andreev, S. A. Bereznaya, T. N. Kopylova, Z. V. Korotchenko, G. V. Lanskiy, T. D. Malinovskaya, A. N. Morozov, and S. Yu. Sarkisov, Russ. Phys. J., **50** (6) (2007), pp. 560-565;

4. К. А. Kokh, J. F. Molloy, M. Naftaly, Yu. M. Andreev, V.A. Svetlichnyi,
5. G.V. Lanskiy, I.N. Lapin, T.I. Izaak, A.E. Kokh, Mater. Chem. Phys. **154** (2015), pp. 152-158.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ТЕЛЛУРИДА СВИНЦА

**Колесников Н.Н., Борисенко Е.Б., Шевченко С.А., Тимонина А.В.,
Борисенко Д.Н.**

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Россия,
borisenk@issp.ac.ru*

Теллурид свинца имеет высокую температуру плавления, химически стабилен при высоких температурах, обладает высоким коэффициентом термоэлектрической добротности, что позволяет использовать его в термоэлектрических приборах, термогенераторах, работающих при температурах до 900°C. В этой связи, важную роль играют его электрические транспортные свойства, стабильность химического и фазового состава и механическая прочность. Задачей данной работы было получить методом порошковой технологии керамику, по свойствам не уступающую монокристаллам.

Для выполнения этой задачи был разработан метод компактирования микропорошка PbTe [1] и изучено влияние различных условий термообработки на плотность, зерненую структуру керамики, ее электропроводность, и подвижность носителей заряда. Также была измерена микротвердость керамики. Для сравнения методом вертикальной зонной плавки в атмосфере аргона был выращен монокристалл теллурида свинца.

Таблица. Электрические параметры керамики и монокристаллов PbTe

Материал	Обработка	ρ , Ом·см	p , см ⁻³	μ , см ² /В·с
Керамика	Исходное состояние	0,17	$2 \cdot 10^{18}$	20
	Отжиг в вакууме: 1.3 Па, 500 °С, 3 ч	0,004	$3,6 \cdot 10^{18}$	390
	Отжиг (He, 500 °С) $t = 3$ ч	0,019	10^{18}	330
	Отжиг (Ar, 1.18 МПа, 500 °С), $t = 3$ ч плотный образец	0,004	$4,6 \cdot 10^{18}$	290
	Отжиг (Ar, 1.18 МПа, 500 °С), $t = 3$ ч пористый образец	0,037	$4,2 \cdot 10^{18}$	40
Монокристалл	—	0,0015	$4,8 \cdot 10^{18}$	820

Примечание: ρ – удельное сопротивление, p и μ – концентрация и подвижность дырок.

Синтезированный порошок с размером частиц не больше 40 микрон компактировали на машине Instron ТТ-СМ-Л при температуре $T = 300^\circ\text{C}$ в потоке аргона. Плотность полученной керамики увеличивалась при прессовании под нагрузкой $p = 0,20\text{--}0,45$ ГПа, изменяясь в диапазоне 80–95% расчетной плотности. Отжиг прессованных керамических заготовок проводили в печи в потоке технического гелия, в вакууме под давлением $p = 1,3$ Па, и в атмосфере Ar $p = 1.18$ МПа. В прессованной керамике наблюдалось неоднородное распределение зерен по размерам, с преобладанием зерен 3 и 20 микрон. Отжиг во всех перечисленных атмосферах приводил к росту зерен и повышению однородности распределения их размеров. Пористость при отжиге уменьшилась примерно на 5%. При этом, в результате отжига керамики, подвижность свободных дырок, расчи-

танная по измерениям электропроводности и эдс Холла на установке Холла при пропускании постоянного электрического тока $I = 2 \cdot 10^{-2}$ А, и напряженности постоянного магнитного поля $H = 1.35$ Тл, возрастала в 15-20 раз (Таблица). В пористом образце подвижность носителей оставалась низкой и после отжига. Микротвердость керамики в результате отжига снижается на 15–20%, что, видимо, связано с процессами рекристаллизации.

1. Н.Н. Колесников, Е.Б. Борисенко, С.А. Шевченко, А.В. Тимонина, Д.Н. Борисенко, Б.А. Гнесин. Механические и электрические свойства керамики PbTe. / Деформация и разрушение материалов, 2010, № 6, с. 31-35.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМА ВЫДЕЛЕНИЯ α_2 -ФАЗЫ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА

Попов А.А., Россина Н.Г., Попова М.А.

Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина
a.a.popov@urfu.ru

Жаропрочные сплавы титана, как правило, содержат не менее 6 мас.% алюминия, что предопределяет возможность протекания процессов упорядочения в α -твердом растворе с образованием α_2 (Ti_3Al)-фазы. В практике производства жаропрочных сплавов стараются избегать образования таких частиц из-за возможного охрупчивания материала. Однако рабочие температуры сплавов титана и температурный интервал выделения таких частиц близки и поэтому избежать их образования в процессе эксплуатации конкретных сплавов затруднительно. Как было показано в работе [1] в зависимости от конкретных условий образование α_2 - фазы возможно как по механизму зарождения и роста, так и по гомогенному механизму. В данной работе рассмотрено влияние механизма выделения α_2 -фазы на свойства псевдо- α и $(\alpha+\beta)$ - жаропрочных сплавов титана.

Показано, что если образование α_2 -фазы происходит по механизму зарождения и роста, то выделяющиеся дисперсные частицы способствуют повышению характеристик жаропрочности, уменьшая деформацию при ползучести, но обуславливают охрупчивание сплавов особенно при комнатной температуре. В тех случаях, когда, варьируя режимы термической обработки и создавая концентрационные неоднородности распределения легирующих элементов по телу α -матрицы, удастся добиться образования областей α_2 - фазы размером в несколько микрометров, по реакции упорядочения, как фазового превращения второго рода, характеристики пластичности и вязкости сплавов существенно выше, а деформация при ползучести находится на том же уровне, что и при выделении дисперсных частиц.

Установлено, что с повышением уровня легированности сплавов β -стабилизаторами и/или изменением морфологии структуры с пластинчатой на глобулярную влияние механизма образования α_2 –фазы на уровень механических свойств уменьшается.

Предложены способы обработки для псевдо- α и $(\alpha+\beta)$ - жаропрочных сплавов титана обеспечивающие повышенные вязко-пластические характеристики при близком уровне прочности.

1. Popov A.A., Rossina N.G., Popova M.A. The effect of alloying on the ordering processes in near-alpha titanium alloys/ [Mater. Sci. and Eng., A](#). V. 564, 1 March 2013, P. 284-287

ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zr–O

Самойлова О.В., Гераскин В.И.

ФГБОУ ВПО «ЮУрГУ» (НИУ), Челябинск, Россия
samoylova_o@mail.ru

Медь и большинство сплавов на ее основе в литом состоянии имеют достаточно низкую твердость. Высоких показателей по прочностным характеристикам обычно добиваются путем термической обработки литого металла. Существует также и другой путь получения упрочненных литых сплавов, а именно, прочностные характеристики таких сплавов обеспечиваются за счет введения дисперсных частиц высокой твердости (карбидов, боридов, оксидов) в расплав металла. Недостатком данной технологии являются риски получения в объеме металла неравномерно распределенных конгломератов упрочняющих частиц.

Предлагаемый нами подход предусматривает синтез дисперсных частиц упрочняющего оксида в условиях существования медного расплава. В результате, после кристаллизации может быть получен композиционный материал на основе медной матрицы с равномерно распределенными частицами упрочняющего вещества. Целью настоящей работы являлось термодинамическое моделирование фазовых равновесий, реализующихся в системе Cu–Zr–O, а также экспериментальное исследование упрочненных сплавов системы Cu–Zr–O.

Термодинамическое моделирование осуществлялось с использованием методики, связанной с построением ПРКМ (поверхности растворимости компонентов в металле). В результате установлено, что включения только оксида циркония в металлическом расплаве можно получить в низколегированных бронзах с содержанием циркония менее 0,05 мас. %. При содержаниях циркония в меди выше 0,05 мас. % будут получены сплавы системы Cu–ZrO₂–Cu₅Zr.

Для проведения эксперимента использовали медь (чистотой 99,99 мас. % Cu), цирконий (чистотой 99,99 мас. % Zr) и оксид меди Cu₂O марки «ос.ч.». В процессе выплавки экспериментальных образцов в печи сопротивления в алундовых тиглях при температуре 1200 °С сплавляли медь с необходимым количеством циркония. Затем в медно-циркониевый расплав вводили оксид меди Cu₂O (в качестве поставщика кислорода в расплав). После восстановления температуры до 1200 °С тигли выдерживались в объеме печи в течение 20 мин. Затем тигли извлекали из печи и охлаждали на воздухе, на чугунном поддоне для хорошей теплоотдачи. Результаты исследования экспериментальных образцов сплавов системы Cu–Zr–O приведены в табл. 1.

Таблица 1. Характеристики упрочненных сплавов системы Cu–Zr–O

№ п/п	Содержание Zr, мас. %	Вид включений*	HV		ρ, Ом·м
			литое	после холодной деформации	
1	0,02	ZrO ₂	78	123	1,80·10 ⁻⁸
2	0,05	ZrO ₂ , Cu ₅ Zr	89	133	2,08·10 ⁻⁸
3	0,10	ZrO ₂ , Cu ₅ Zr	82	127	1,86·10 ⁻⁸

* – по данным микрорентгеноспектрального анализа

Таким образом, установлено, что дисперсные включения оксида циркония упрочняют металл без проведения термообработки, практически не снижая электропроводности сплавов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-00133 а.

МИКРОМЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЁРЕН МАРТЕНСИТОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Мишин В.М., Шиховцов А.А.

Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия, mishinvm@yandex.ru
ООО «Экспертная компания «Финэка», Краснодар, Россия,
alexey.shikhovtsov@mail.ru

Снижение прочности границ зерен может быть вызвано с одной стороны повышением концентрации охрупчивающих примесей, образующих сегрегации на границах зерен, с другой, с преимущественной локализацией остаточных внутренних микронапряжений в местах выхода кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен [1]. Благодаря зернограницному разрушению при замедленном разрушении, представляется возможным оценить прочность границ зерен закаленной стали [2]. Применение компьютерного метода конечных элементов позволяет перейти от качественных (сравнительных) макро-характеристик к физически обоснованным – характеристикам локального разрушения [3]. Определив с помощью метода конечных элементов пороговое локальное напряжение $\sigma_{11}^{порог}$ в зоне локального разрушения, можно оценить влияние сегрегаций примеси фосфора на прочность границ зерен мартенситной стали [4].

Были проведены испытания на замедленное разрушение сосредоточенным изгибом образцов Шарпи закаленной стали. С помощью метода конечных элементов [5] приложенную нагрузку пересчитывали в максимальные локальные растягивающие напряжения в зоне локального разрушения перед концентратором напряжений вблизи границы упругой и пластической зон. Из представленных кривых были взяты значения пороговых локальных растягивающих напряжений $\sigma_{11}^{порог}$ и построены их зависимости от атомной концентрации примеси фосфора на границах зерен. Концентрацию примеси фосфора на границах зерен определяли с помощью ОЖЕ-спектроскопии. Пороговые локальные растягивающие напряжения характеризуют локальную прочность границ зерен стали [5]. Установленные зависимости локальной прочности границ зерен от атомной концентрации примеси фосфора на границах исходных аустенитных зерен характеризуют снижение прочности границ за счёт их ослабления зернограницной сегрегацией примеси фосфора.

Таким образом, на основе методов микромеханики разрушения, количественно установлено снижение прочности границ исходных аустенитных зерен за счёт адсорбционного обогащения фосфором. Показано, что ослабление межзёренного сцепления и облегчение зарождения и развития трещины по границам исходных аустенитных зерен приводит к увеличению склонности стали к замедленному разрушению в закаленном состоянии.

1. Волоконский М.В., Мишин В.М. Оценка прочности границ зерен стали, ослабленных фосфором и остаточными напряжениями. // Современные наукоёмкие технологии. – 2013. – №3. – С.104-105.
2. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. – № 3. – С.28-33.
3. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 3. – С. 37– 42.
4. Мишин В.М., Шиховцов А.А. Кинетика и микромеханика замедленного разрушения стали. // Фундаментальные исследования. – 2013. – №4-4. – С. 858-861.
5. Шиховцов А.А., Мишин В.М. Разделение силовой и термоактивационной компонент разрушения. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2011. – №11. – С.104-105.

ПРОВЕДЕНИЕ СТАТИЧЕСКИХ И КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ

Ершова А.Ю., Мартыросов М.И.

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия, Yershova_A@mail.ru

В работе проводятся климатико-прочностные испытания образцов из углепластика с типовой укладкой монослоев $+45^{\circ} / -45^{\circ} / 0^{\circ} / 90^{\circ} / 0^{\circ} / -45^{\circ} / +45^{\circ}$ (всего 7 монослоев). Исследуются режим RTD (Room Temperature Dry): испытания при комнатной температуре $+23^{\circ}\text{C}$ и влажности – в состоянии поставки образцов и режим ETW (Evaluated Temperature Wet): испытания влагонасыщенных образцов при повышенной температуре (температура $+80^{\circ}\text{C}$, влажность равновесная при выдержке в условиях влажности 85% и температуре $+60^{\circ}\text{C}$).

На основе препрега HexPly M21/40%/285T2/AS4C-6K производства американской фирмы Hexcel Composites (углеродная ткань 285T2/AS4C саржевого переплетения на основе углеродного высокомодульного волокна Hex Tow AS4C 6K GP, пропитанная эпоксидным связующим M21 по технологии Hot Melt) была изготовлена плоская монолитная углепластиковая панель по автоклавной технологии. Далее из углепластиковой панели вырезались стандартные гладкие образцы для испытаний в продольном (24 штуки) и в поперечном (24 штуки) направлениях. Все образцы были подвергнуты неразрушающему контролю.

Разработана программа испытаний исследуемых образцов, которая включала следующие эксперименты:

- растяжение в режиме RTD,
- сжатие в режиме RTD,
- влагонасыщение + нагрев + растяжение в режиме ETW,
- влагонасыщение + нагрев + сжатие в режиме ETW.

Половина образцов (направления выреза из панели 0° и 90°) были испытаны на растяжение и сжатие в режиме RTD, а остальные – в режиме ETW. Испытания на растяжение проводились по ГОСТ 25.601-80, а на сжатие – по ГОСТ 25.602-80.

Эксперименты выполнялись на электромеханической испытательной машине INSTRON фирмы Instron Engineering Corporation (Великобритания). Получены и проанализированы диаграммы деформирования в осях $P-\Delta l$ и $\sigma-\varepsilon$.

Влагонасыщение образцов проходило в климатической камере TH-TG-1500 производства фирмы Lab Companion (Корея) в соответствии с ГОСТ 12423-2013 и контролировалось на образцах-спутниках. Считалось, что равновесное насыщение достигнуто, когда три последовательных взвешивания с интервалом 3 суток дают среднее значение изменения массы поглощенной влаги в образце менее 1% от предыдущего значения. Теоретический расчет диффузии влаги проведен по закону Фика с учетом зависимости коэффициента диффузии от температуры среды.

Для количественного учета влияния влажности и температуры на характеристики статической прочности исследуемых образцов вводились редуцированные коэффициенты K_{BT} . Исследовалось влияние угла вырезки (0° и 90°) на прочность образцов при растяжении и сжатии.

Формулируются практические выводы и рекомендации.

ВЛИЯНИЕ КРАЕВОГО ЭФФЕКТА НА ВЕЛИЧИНУ РАЗРУШАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВЫЗЫВАЮЩИХ ОТСЛОЕНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

Долгов¹ Н.А., Букетова² Н.Н., Бесов³ А.В., Вихирева-Цинаридзе⁴ Е.В.,
Бабич¹ Н.В.

¹Институт проблем прочности имени Г.С. Писаренко НАНУ, Киев, Украина,
coating@ipp.kiev.ua

²Херсонская государственная морская академия, Херсон, Украина

³Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина

⁴ООО «КБ Орловский», Киев, Украина

Полимерные покрытия широко используются в различных отраслях техники для защиты основного материала от коррозии и износа. Одним из основных факторов, который влияет на эксплуатационные свойства покрытий, является их прочность сцепления. В работе исследовали различные подходы к расчету разрушающих напряжений, вызывающих отслоение покрытий. Прочность сцепления исследовали на образцах из Ст.3 с полимерным композиционным покрытием. При формировании покрытий использовали следующие наполнители (дисперсностью 63 мкм): Al_2O_3 и коричневый шлам (КШ). В КШ содержится смесь оксидов железа, кальция, кремния, алюминия, титана, ванадия, магния, олова и бария. В качестве матрицы использовали эпоксидную смолу марки ЭД-20. Толщина покрытия составляла 200 мкм.

Влияние краевого эффекта на величину разрушающих напряжений исследовали на примере трех различных методов испытаний. Методы растяжения плоского образца с покрытием [1] и сдвига при соединении внахлестку использовали для определения максимальных касательных напряжений τ_{max1} и τ_{max2} в плоскости адгезионного контакта, соответственно. Разрушающие нормальные напряжения ($\sigma_{отрыва}$) определяли с помощью стандартной методики отрыва склеенных цилиндрических образцов диаметром 25 мм. Величину касательных напряжений τ_{max2} , возникающих при соединении в нахлестку, рассчитывали в соответствии с выражениями, приведенными в работе [2].

Все методы показали одинаковый характер увеличения прочности сцепления при увеличении концентрации наполнителей. Сделан вывод, что величина разрушающих напряжений, вызывающих отслоение полимерных композиционных покрытий, зависит от метода испытаний. На рисунке показана корреляция между этими напряжениями.

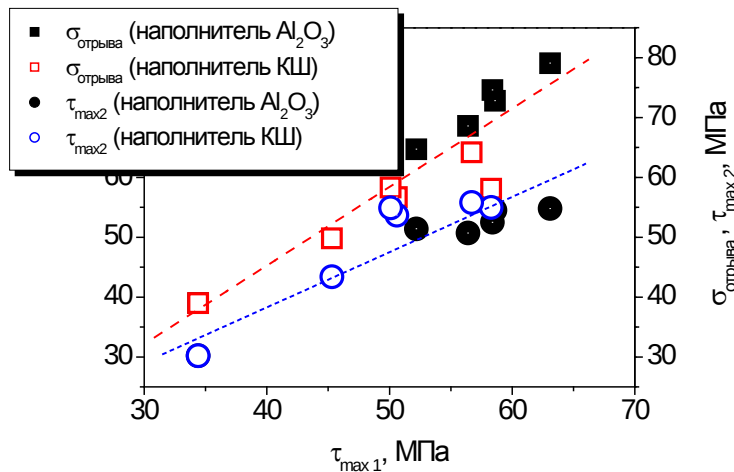


Рис. Корреляция между разрушающими напряжениями при испытаниях плоских и цилиндрических образцов, а также соединений в нахлестку

1. Методика определения механических характеристик композиции металл-защитное покрытие / Б.А. Ляшенко, С.Ю. Шаривкер, О.В. Цыгулев и др. // Пробл. прочн. — 1989. — № 8. — С. 113 — 115.
2. Structural design of polymer composites: EUROCOMP design code and handbook: ed. J.L. Clarke. — London: E. and FN Spon, 1996. — 751 p.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ

Дерюгин Е.Е.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Томск, Россия, dee@ispms.tsc.ru*

Представлен новый способ определения вязкости разрушения материалов по данным испытаний нестандартных малоразмерных образцов с шевронным надрезом. Образец с шевронным надрезом рассматривается как миниатюрная двухконсольная конструкция. Для данного образца получены аналитические выражения, обоснованные и выведенные на основе определяющих уравнений инженерной механики разрушения для определения удельной энергии разрушения G_c (трещинодвижущей силы) и коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} . Принципиально важным в расчетах является экспериментальное определение длины трещины Δl , зародившейся на конце надреза. В процессе испытаний получают диаграммы нагружения и разнесённые по времени фотоизображения образца. Измеряют прогиб отдельной консоли λ в точке приложения нагрузки, раскрытие трещины на конце шевронного надреза и длину трещины Δl в процессе её распространения. Показано, что экспериментально измеренные значения прогиба консоли λ помимо упругой составляющей λ_e , определяющей податливость образца, содержит пластическую часть $\lambda_p = \lambda - \lambda_e$, не влияющую на изменение податливости образца, и поэтому не влияющую на характеристики трещиностойкости материала. Благодаря тому, что в определяющих соотношениях аналитически учитывается изменение податливости образца по мере увеличения длины трещины, в экспериментах исключается операция периодической разгрузки образца, применяемая при стандартных условиях испытания образцов с шевронным надрезом.

В расчетах нет эмпирических констант и феноменологических зависимостей. Все необходимые расчетные параметры определяются по данным эксперимента. Способ позволяет использовать испытательные машины малой мощности и не требует большого количества материала для изготовления образцов, а также предварительного нанесения усталостной трещины. Способ позволяет аттестовать материал на трещиностойкость без ограничений на величину пластической деформации перед вершиной трещины и в образце в целом.

По данной методике определены характеристики трещиностойкости конструкционных сплавов ВТ6, Fe—35.4%Ni и трубной стали 12ГБА, отличающихся по способности к трещинообразованию и по величине модуля Юнга. Малоразмерные образцы с шевронным надрезом, толщиной 4мм, испытывали методом внедрения узкого клина в надрез.

Теоретический анализ показал, что G_c в отличие от K_{Ic} , зависит от модуля Юнга E материала. Чем больше E , тем меньше G_c при прочих равных условиях. Благодаря большой разнице модулей упругости для разных сплавов относительные значения характеристик G_c и K_{Ic} могут отличаться весьма существенно. Так, величина G_c у мелкокристаллического сплава Fe—Ni ($E = 210$ ГПа) меньше, чем у крупнокристаллического сплава ВТ6 ($E = 110$ ГПа), а величина K_{Ic} , наоборот, больше.

Предложено в качестве дополнительной характеристики трещиностойкости рассматривать отношение λ_p/λ_e , определяющее долю вклада пластической деформации в смещение точки приложения нагрузки по отношению к доле упругой деформации. Для более полной аттестации материала на трещиностойкость рекомендуется определять три характеристики трещиностойкости материала: удельную энергию разрушения G_c , коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} и отношение λ_p/λ_e .

КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Савкин А.А., Бадиков К.А., Канубриков И.А., Рыльцов Д.С., Леготин Е.С.

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
tfpic@vstu.ru, geronimo855@mail.ru

Испытания проводились на сервогидравлической машине Biss-Nano-25 на компактных образцах (ASTM-647) стали AISI 4030. На рисунке 1 показаны нормализованные спектры, которые использовались при проведении испытаний. В процессе испытания записывалась кинетика роста трещины в зависимости от числа циклов. Были проведены фрактографические исследования образцов с целью определения характерных особенностей разрушения и сравнения локальной (по изучению разрушения структурных элементов) и интегральной (по замеру датчиком раскрытия трещины) скорости распространения трещины на среднеамплитудном участке КДУР (кинетической диаграммы усталостного разрушения).

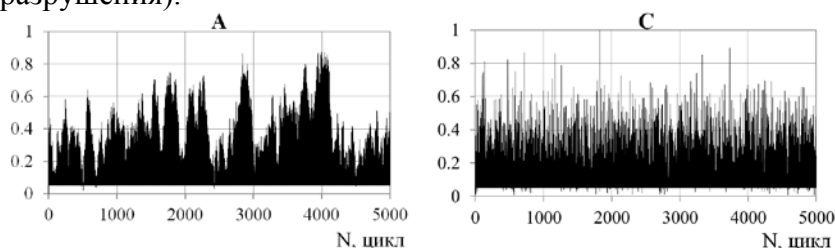


Рис. 1. Спектры нагружения А и С

На рис. 2 показана КДУР развития трещин под внешним воздействием спектров А (а) и С (б), полученная замером раскрытия трещины с помощью тензодатчика (2) и такая же кривая – на основании замера усталостных бороздок на фрактографии (1).

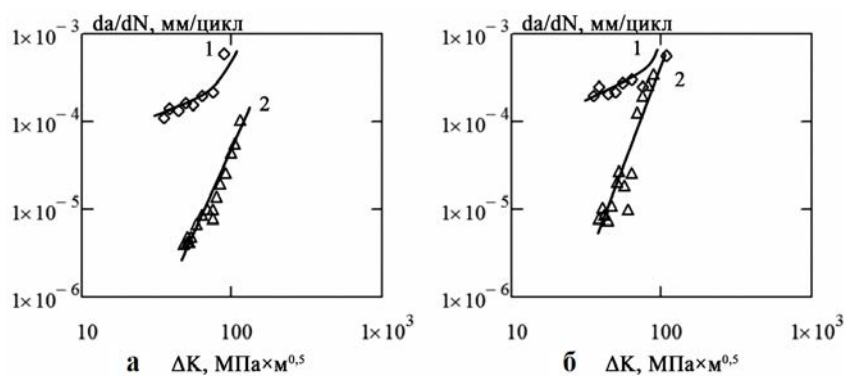


Рис. 2. Изменение скорости роста трещины для спектра А (а) и спектра С (б)

Выводы: 1) различный характер случайного нагружения оказывает влияние на кинетику развития усталостной трещины не только при измерении ее продвижения с помощью замера датчиком раскрытия устья трещины, но и замера ее скорости по усталостным бороздкам на фрактографии излома. Отмечено, что измеренная локальная скорость продвижения трещины выше интегральной на всей длине ее роста. Совпадение значений наблюдалось только для спектра С в критической области роста трещины при большой продолжительности ее развития; 2) спектр интенсивного воздействия на рост трещины с меньшей продолжительностью ее роста на начальном среднеамплитудном участке КДУР имеет более низкую локальную скорость ее развития по сравнению со скоростью трещины от более «мягкого» спектра с более высокой продолжительностью до разрушения. Однако интенсивность роста локальной скорости трещины от спектра

интенсивного развития выше, чем более «мягкого», что на участке перехода к критическому развитию трещины приводит к превышению ее скорости по сравнению с «мягким» спектром и более быстрому разрушению образца.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГИБРИДНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Никулин С.А.^{1,2}, Рогачев С.О.^{1,2}, Рожнов А.Б.^{1,2}, Хаткевич В.М.^{1,2},
Нечайкина Т.А.^{1,2}, Сундеев Р.В.^{3,4}

¹НИТУ «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва

²НИТУ «МИСиС», кафедра металловедения и физики прочности, Москва

³Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина», Москва

⁴Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники, Москва

csaap@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация кручением под высоким давлением (КВД) использована для соединения разнородных металлических материалов (стали и ванадиевого сплава) для получения гибридного многослойного материала с ультрамелкозернистой (нано- и субмикроструктурной) структурой. Изучена эволюция структуры и механических свойств полученного гибридного материала при увеличении степени деформации при КВД.

Исходные плоские образцы диаметром 10 мм вырезали из листов стали 08X17T и ванадиевого сплава V-10Ti-5Cr в рекристаллизованном состоянии. Перед КВД собирали трехслойный пакет: нижний стальной слой толщиной 0,3 мм, промежуточный слой из сплава ванадия толщиной 0,2 мм и верхний стальной слой толщиной 0,5 мм. КВД трехслойного пакета проводили в «лунке» глубиной 0,5 мм, при квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа. При температуре 20 °С осуществляли число оборотов $N = 1/4; 1/2; 1$ и 5, а при температурах 200 и 400 °С осуществляли число оборотов $N = 5$.

КВД трехслойного пакета «сталь/ванадиевый сплав/сталь» с числом оборотов от $1/4$ до 5 приводит к прочному соединению всех слоев. Образование деформационных завихрений на границе между стальными слоями и сплавом ванадия в структуре гибридного образца наблюдалось уже после 1-го оборота КВД при температуре 20 °С. После КВД при температурах 20 и 200 °С с числом оборотов $N = 5$ наблюдается фрагментация всего слоя ванадиевого сплава на более тонкие слои, имеющие закругленную, вихреобразную форму. После КВД при температуре 400 °С с числом оборотов $N = 5$ наблюдается преимущественно ровная граница соединения между стальными слоями и ванадиевым сплавом без деформационных завихрений.

Значения микротвердости стальных слоев (на середине радиуса образца) повышаются после КВД в 3,2 – 3,5 раз, а слоя ванадиевого сплава в ~2,0 раза.

ПЭМ-исследования микроструктуры гибридного материала после 5-ти оборотов КВД при 20 °С показали, что в стальных слоях формируется преимущественно равноосная наноструктура со средним размером структурных элементов 90 нм. В среднем слое гибрида наблюдается нано- и субмикроструктурная смесь участков стали и ванадиевого сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001).

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МЕМБРАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ГИДРИДООБРАЗУЮЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ И ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ОЧИСТКИ ВОДОРОДА

Стругова Д.В.¹, Задорожный М.Ю.¹, Клямкин С.Н.², Миловзоров Г.С.¹,
Калошкин С.Д.¹, Задорожный В.Ю.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС", Москва,

²МГУ имени М.В. Ломоносова, Химический факультет, Москва, Россия

strugova-5@mail.ru

Гибридные композиционные мембранные материалы и мембраны на их основе, содержащие добавки наночастиц разной природы, диспергированные в полимерных матрицах, привлекают большое внимание исследователей. Особое значение в разработке новых высокопроизводительных и экономически конкурентоспособных мембранных материалов приобретает процесс производства водорода высокой чистоты, которое является одной из важных научных и технологических проблем.

В настоящей работе были исследованы газотранспортные и водородсорбционные свойства металлополимерных композиционных материалов на основе гидридообразующих интерметаллических соединений (ИМС).

Водородная проницаемость полученных мембран, а также влияние полимерного слоя на абсорбцию водорода интерметаллическим соединением LaNi_5 , представлена на рис. 1, а. По сравнению с емкостью чистого порошка ИМС LaNi_5 максимальная водородсорбционная ёмкость металлополимерных мембран ПЭ/ LaNi_5 немного меньше и составляет около 1 % (массовая доля). Снижение емкости может быть объяснено массовым содержанием полимера в образце, который сам по себе водород не накапливает. На давление плато абсорбции и десорбции водорода полимер не повлиял, оно полностью совпадает с давлением плато ИМС LaNi_5 , не покрытого полимером.

Наличие дисперсного наполнителя, в роли которого выступает ИМС LaNi_5 , повышает модуль упругости исходного полимерного материала, приводит к увеличению прочности композиционных металлополимерных мембран по сравнению с мембранами из чистых полимеров (рис. 1, б), а также, увеличивает селективную проницаемость по водороду.

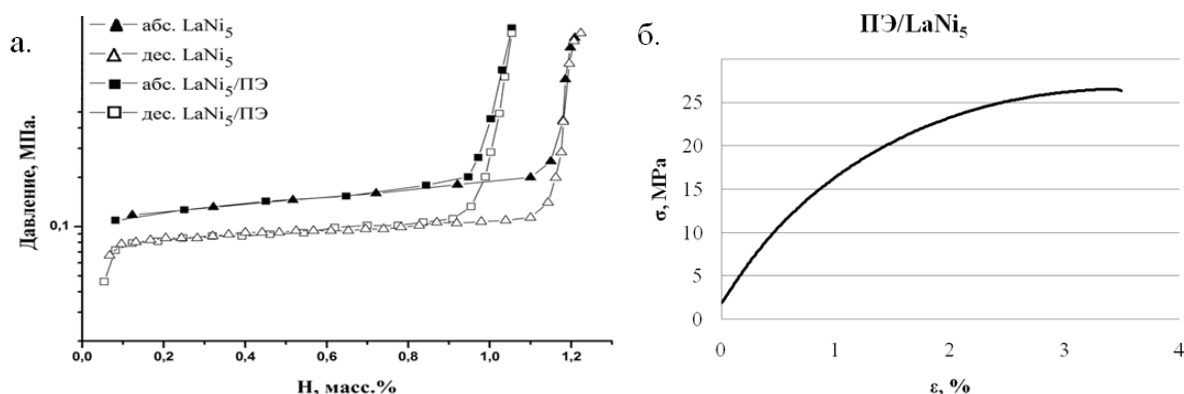


Рис. 1. Изотермы «давление – состав» нанокристаллического порошка ИМС LaNi_5 и металлополимерной мембраны ПЭ/ LaNi_5 . Абсорбция (черные символы), десорбция (белые) (а). Зависимость деформации от напряжения металлополимерной мембраны ПЭ/ LaNi_5 (б)

Работа выполнена при поддержке гранта № 13-03-12424 офи_м2.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКЗОГЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

Богомолов¹ Л.М., Закупин¹ А.С., Мубассарова² В.А.

¹ *Институт морской геологии и геофизики Дальневосточного отделения Российской академии наук, Южно-Сахалинск, Россия,*
l.bogomolov@imgg.ru, a.zakupin@imgg.ru

² *Научная станция Российской академии наук в г. Бишкеке, Киргизия,*
helmik69@gmail.com

В докладе представлены результаты испытаний образцов горных пород, находящихся в сложном напряженно-деформированном состоянии с дополнительным воздействием электромагнитных (ЭМ) полей. Постановка экспериментов увязывается с развитием моделей, описывающих процесс разрушения в земной коре при подготовке землетрясений, и определенном влиянием, оказываемым ЭМ полями на этот процесс. Были проведены эксперименты на образцах мрамора на установке, позволяющей создавать в образце объемное напряженно-деформированное состояние за счет комбинации усилий сжатия (растяжения) и сдвига при непрерывно нарастающей осевой нагрузке. По виду деформационных кривых определены характерные особенности полученного напряженно-деформированного состояния (стадии деформирования, основные механические характеристики). Выявлено скачкообразное развитие деформации локального поперечного сдвига при уровне сжимающей нагрузки порядка 70-80 % от разрушающей, скачки сопровождаются значительной (лавинообразной) активностью акустической эмиссии (АЭ).

Уточнены отличительные признаки влияния ЭМ полей на скорость деформации, пределы упругости и прочности, и другие характеристики напряженно-деформированного состояния. Кратковременные (сеансовые) воздействия ЭМ полей предопределяют локальный эффект увеличения активности АЭ (отражающего скорость роста микротрещин или интенсивность двойникования) и скорости деформации. Эксперименты с непрерывным воздействием (с начала испытания и до разрушения) ЭМ полей на образцы мрамора показали, что деформационный процесс, определяемый усилиями сжатия и сдвига, за счет увеличения скорости деформации становится равномерным без резких скачков деформации и всплесков акустической активности. Другими словами, при непрерывном воздействии ЭМ поля обеспечивается рост скорости деформаций за счет устранения источников локализованных деформаций (сброса напряжений). При этом отмечено увеличение предела прочности породного образца (главного сжимающего напряжения непосредственно перед макроразрушением образца) на 5-7 %, в отличие от кратковременных (триггерных) воздействий ЭМ поля, когда прочность падает на 20-30 %. В наших предыдущих экспериментах наибольшее внимание уделялось как раз подобным триггерным воздействиям. Также отмечено, что влияние непрерывного (регулярного) действия скрещенных электрического и магнитного полей с синхронизацией их источников на образцы мрамора обеспечивает рост скорости деформации образцов мрамора на всех этапах деформирования. Это согласуется с результатами известных экспериментов Урусовской А.А., Альшица В.И. и др. по воздействию скрещенных ЭМ полей на деформацию ионных кристаллов, проведенных при более высокой амплитуде индукции (напряженности) магнитного поля. Продемонстрирована возможность управления переходным деформационным процессом с помощью воздействия ЭМ поля, что существенно дополняет ранее полученные результаты о триггерном эффекте ЭМ полей по данным акустической эмиссии.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВИЖУЩЕГОСЯ ДИСКРЕТНОГО БРИЗЕРА С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРИСТАЛЛЕ СОСТАВА A_3B

Захаров П.В.¹, Ерёмин А.М.¹, Старостенков М.Д.²

¹Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет
им. В.М. Шукшина, Бийск, Россия

²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
Барнаул, Россия

zakharovpvl@rambler.ru

В последнее время значительное внимание уделяется изучению нелинейного объекта – дискретного бризера (ДБ), который представляет собой локализованное в пространстве незатухающее колебание большой амплитуды в бездефектной нелинейной дискретной системе [1]. В реальных моделях кристаллов следует говорить о квазибризерах, имеющих конечное время жизни и нестрогую периодичность колебаний во времени [2]. Предполагается, что ДБ учувствуют в различных процессах твёрдых телах. В частности, ДБ могут повышать каталитические свойства наночастиц с неупорядоченной структурой, приводить к радиационно-стимулированному росту пор в металлах, вносить вклад в диффузию, транспортировать электрический заряд, приводить к отжигу дефектов, снижать энергетический барьер химических реакций в кристаллических твёрдых телах и т.д.

Целью настоящей работы является изучение взаимодействия движущегося ДБ с точечными дефектами в кристалле состава A_3B на примере Pt_3Al . Рассматриваемая модель представляла собой объемный кристалл Pt_3Al со сверхструктурой $L1_2$ на основе ГЦК-решетки (Рис. 1), размером $225,71 \times 29,32 \times 20,73 \text{ \AA}^3$, содержащей 8640 атомов [3]. В качестве точечных дефектов выступали вакансии атома Pt, вакансии атома Al и межузельный атом Al, внедрённый в тетраэдрическую пустоту. Атомы взаимодействовали посредством парного потенциала Морзе.

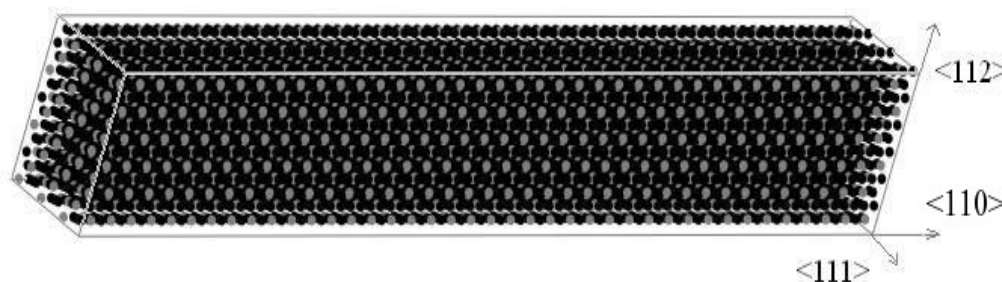


Рис. 1. Вид объемной модели расчетной ячейки кристалла Pt_3Al с указанием кристаллографических направлений, черным цветом обозначены атомы Pt, серым – Al.

Для возбуждения движущегося ДБ отклонялись из положения равновесия два атома Al вдоль направления $\langle 110 \rangle$, после чего происходил процесс релаксации, в результате которого формировался подвижный дискретный бризер с жестким типом нелинейности. Полученные данные позволяют судить о влиянии движущего дискретного бризера на точечные дефекты в кристаллах в зависимости от его скорости, энергии и удаленности от дефекта.

1. A.J. Sievers, S. Takeno, Phys. Rev. Lett., 61, 970 (1988).
2. G.M. Chechin, G.S. Dzhelauhova, E.A. Mehonoshina, Phys. Rev. E, 74, 036608 (2006).
3. P.V. Zakharov, M.D. Starostenkov, S.V. Dmitriev, N.N. Medvedev, A.M. Eremin, JETP, 121 (2), 217 (2015).

ГЕОМЕТРИЗАЦИЯ ТРЕЩИН И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ

Авдеенко А.М.

АГПС МЧС РФ, Россия, Москва

aleksei-avdeenko@mail.ru

Обобщение полевой теории дефектов на теорию разрушения и, главное, построение точных (явных) решений для калибровочных полей и полей напряжений в системе произвольно ориентированных надрезов сделано в работах [1,2].

В частности, если в теле имеется трещины, то их наличие можно описывать с помощью фиктивного симметричного тензорного поля $\varphi^{\mu\nu}$ (со спиновым состоянием, вообще говоря, «2» или «0»), которое создает «эффективное» риманово пространство с метрикой $g^{\mu\nu}$, «подключаемой» выражением: $\sqrt{g}g^{\mu\nu} = \sqrt{\tilde{g}}(\tilde{g}^{\mu\nu} + \varphi^{\mu\nu})$, где $\tilde{g} = \det(\tilde{g}^{\mu\nu})$, $g = \det(g^{\mu\nu})$. В эффективном римановом пространстве обычную производную заменяются на ковариантные $D_m R_n = R_{m,n} + \Gamma_{mn}^i R_i$, где Γ_{mn}^i - символ Кристоффеля, причем, если концентрация трещин стремится к нулю: $\Gamma_{mn}^i \rightarrow \tilde{\Gamma}_{mn}^i$ и для декартова пространства $\tilde{\Gamma}_{mn}^i = 0$.

Лагранжиан поля $\varphi^{\mu\nu}$ можно задать через инфинитезимальное преобразование поля $\varphi^{\mu\nu}$. Например: $\Delta\sqrt{g}g^{\mu\nu} = \sqrt{g}g^{\mu\alpha}d_\alpha\omega^\nu + \sqrt{g}g^{\nu\alpha}d_\alpha\omega^\mu - d_\alpha(\omega^\alpha\sqrt{g}g^{\mu\nu})$, где ω^μ - бесконечно малый прирост реализует соответствующую алгебру Ли, $d_\alpha = \frac{\partial}{\partial x^\alpha}$. Введение в эту модель дислокаций возможно следующим образом: наиболее общее выражение для изменения вектора δR^i при параллельном переносе имеет вид $\delta R^i = \Gamma_{mn}^i R^n dx^m + \varepsilon_m^i dx^m$, где ε_m^i некоторое тензорное поле. Будем считать это поле калибровочным с инфинитезимальным преобразованием $\delta\varepsilon_\gamma^\mu = \varphi_{,\gamma}^\mu + \Gamma_{i\gamma}^\mu \varphi^i$, где φ^i бесконечно малая величина вновь реализует соответствующую алгебру Ли.

Теперь $D_m R_n = R_{m,n} + \Gamma_{mn}^i R_i + \varepsilon_{mn}$ и тогда лагранжиан нового поля, который изменяется при калибровочном преобразовании не более, чем на дивергенцию некоторого вектора имеет вид $L_2 = \frac{1}{2} C_{\alpha\beta}^\mu C_{\mu}^{\alpha\beta}$, где $C_{\alpha\beta}^\mu = \varepsilon_{\alpha,\beta}^\mu - \varepsilon_{\beta,\alpha}^\mu - \Gamma_{\alpha\beta}^m \varepsilon_m^\mu + \Gamma_{m\beta}^\mu \varepsilon_\alpha^m + \mathcal{H}_{i\alpha\beta}^\mu R^i$, где $\mathcal{H}_{i\alpha\beta}^\mu$ - кривизна эффективного риманова пространства, порождаемого подключением трещин. Если пространство евклидово (трещин нет) $\mathcal{H}_{i\alpha\beta}^\mu = 0$, то $C_{\alpha\beta}^\mu$ - обычный тензор плотности дислокаций.

Уравнения равновесия и уравнения для полей $\varepsilon_{\alpha,\beta}^\mu$ получаются обычным варьированием по $\varepsilon_{\alpha,\beta}^\mu$. Для произвольной системы трещин без дислокаций получено точное решение для полей напряжений [1,2]; в системе без трещин решение, обладающее осевой симметрией, сводится к известному выражению поля дислокаций.

1. А.М. Авдеенко Метод сведения задач о концентрации напряжений в упругой среде к нелинейной задаче для фиктивных калибровочных полей. Нелинейный мир.- № 5, 2015, с.12-17.
2. А.М. Авдеенко Калибровочная модель трещины. Физическая мезомеханика. Т.18, № 6, 2015, с.45-49.

О РАСЧЕТЕ КРУГЛОЙ ПЛАСТИНКИ СТУПЕНЧАТО-ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРЫВНЫХ ФУНКЦИЙ

Видюшенков С.А.

ФГБОУ ВПО Петербургский государственный университет путей сообщения
Императора Александра I, Санкт-Петербург, Россия
baklava@mail.ru

Для круглой изотропной пластинки ступенчато-переменной толщины (со ступенчато меняющейся жесткостью) положение границ каждого из участков постоянной жесткости определяется с помощью разделительных соотношений $H(r - a_{i-1}) - H(r - a_i)$. Тогда дифференциальное уравнение рассматриваемой пластинки [1, с.84] имеет вид:

$$\begin{aligned} \sum_{i=1}^N [H(r - a_{i-1}) - H(r - a_i)] D_i \frac{d}{dr} \left[\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{dW}{dr} \right) \right] = \\ = \frac{qr}{2} - \left[\sum_{i=1}^N \delta(r - a_{i-1}) B(a_{i-1}) - \sum_{i=1}^{N-1} \delta(r - a_i) B(a_i) \right] D_i, \\ B(r) = \left(\frac{d^2 W}{dr^2} + \frac{\nu}{r} \frac{dW}{dr} \right), \end{aligned} \quad (1)$$

где $H(r - a)$ – единичная функция; $\delta(r - a)$ – дельта-функция Дирака; W – прогиб пластинки; D_i – цилиндрическая жёсткость i -го элемента пластинки; N – количество элементов пластинки различной толщины.

Решение, определяемое дифференциальным уравнением

$$D_i \frac{d}{dr} \left[\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{dW}{dr} \right) \right] = 0, \quad (2)$$

не зависит от величины коэффициента D_i , и поэтому для всех участков решение уравнения (2) одинаково.

Различными для каждого участка будут лишь частные решения, определяемые слагаемыми, зависящими от q и $B(r)$.

Поскольку произвольные постоянные для всех участков одинаковы, а новые частные решения будут появляться лишь с переходом к новым участкам составной пластинки, то условия сопряжения соседних участков будут выполняться автоматически, что значительно сокращает процесс построения общего решения задачи.

1. Соколов Е.В., Видюшенков С.А. Аналитические методы решения задач теории пластин и оболочек вращения с применением разрывных функций / Монография – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. – 374 с.

УЛУЧШЕНИЕ ДЕФОРМАТИВНЫХ СВОЙСТВ БЕТОНА С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-guvalov@mail.ru*

Естественно, что в пластифицированных высокопрочных бетонах при низких водоцементных отношениях, высокой плотности цементного камня и значительной степени наполнения цементной матрицы мелким и крупным наполнителем, деформации усадки и набухания будут восприниматься жестким безусадочным каркасом и усадочная трещиностойкость будет высокой. Результаты исследований свидетельствуют о низких значениях воздушно-влажностной усадки высокопрочного бетона, не превышающих 0,3...0,5 мм/м в воздушно-влажностных условиях.

Проведенных исследований показали что, введение тонкодисперсных наполнителей в составе органоминерального модификатора позволяет снизить усадку цементного камня в среднем в 2,2 раза. Очевидно, для высокопрочного бетона в присутствии жесткого скелета из высокопрочных заполнителей следует ожидать значительно меньше объемные изменения в процессе попеременного увлажнения и высушивания. В связи с этим выполнена сравнительная усадка пластифицированного и непластифицированного высокопрочного бетона, модифицированного тонкодисперсными наполнителями.

Для сравнения усадочных деформаций готовились бетоны на трех видах наполнителя, при их различной удельной поверхности и дозировках. В качестве крупного заполнителя использовали высокопрочный гранитный щебень марки М1400 фракции 5–10 мм Доллярского комбината. В качестве мелкого заполнителя использовали песок с модулем крупности – 2,6.

Расход материалов на 1 м³ бетонной смеси принят следующий: цемент – 550 кг, песок – 660 кг, щебень – 1250 кг. В/Ц-отношение бетона контрольного состава составляло 0,4, а пластифицированного с органоминеральными добавками достигало 0,25–0,32. В качестве минеральной части добавки использовали продукты термообработки вторичных кварцитов (ПТВК) Дашкесанского месторождения Азербайджана, в качестве пластификатора применяли гиперпластификатор типа Glenium SKY 551 (компания ВАСФ).

Впервые выявлено влияние тонкодисперсного минерального модификатора ПТВК на деформативные свойства цементного камня и бетона. Установлено значительное снижение деформаций цементного камня с ПТВК. Для цементного камня, модифицированного ПТВК снижение усадочных деформаций, в условиях полного высушивания при 105°С составила 38–42% по сравнению с контрольным. Результаты показали, что повышением удельной поверхности ПТВК от 450 м²/кг до 1000 м²/кг, усадочные деформации цементного камня снизились на 22%.

Изучены усадочных деформаций высокопрочного бетона модифицированного с ПТВК. Установлено, что усадка бетона с ПТВК уменьшилась на 45%, по сравнению с контрольным. Минимальные деформации усадки обеспечивались при дозировке наполнителя в пределах 12–16%. После 20 циклов попеременного водонасыщения и высушивания бетон с органоминеральными модификаторами повысил трещиностойкость на 10–15%, что позволяет прогнозировать его высокую долговечность.

ПРИМЕНЕНИЕМ ТОНКОДИСПЕРСНЫХ МИНЕРАЛЬНЫХ ШЛАМОВ ДЛЯ РЕГУЛИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Гувалов А.А., Мамедова А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-guvalov@mail.ru*

В настоящее время существует широкий выбор технологических приёмов, позволяющих целенаправленно регулировать структуру и свойства цементных композиций.

Использование тонкодисперсных наполнителей в цементных системах может в значительной степени изменить реологическое состояние системы, а также характер и скорость гидратационных процессов.

Одним из возможных вариантов применения микронаполнителей в цементных композициях является использование высокодисперсных гранитных наполнителей в виде шламов, образующихся в огромных количествах на предприятиях по производству мраморно-гранитных изделиях.

С целью изучения характера влияния комплексных добавок на основе суперпластификаторов и минеральных наполнителей на прочность бетонов была выполнена серия экспериментов с использованием цемента SEM I -42,5. В качестве пластифицирующих добавок были использованы гиперпластификатор типа Glenium 303 (Фирма БАСФ). Количество добавок составляло 0,5–0,8 % от массы цемента. В качестве тонкодисперсной фракции применялся гранитный шлам мраморно-гранитного завода в количестве 8–16 % от массы цемента. Технологический процесс приготовления равнопластичных бетонных смесей заключался в подготовке водного раствора гиперпластификаторов в объёме необходимого количества воды затворения, в который последовательно вводились гранитный шлам в заданном соотношении. Водная суспензия суперпластификатора и гранитного шлама тщательно перемешивалась и порционно вводилась в бетонную смесь. Испытания образцов бетона классов по прочности В20-В35 проводились по истечении 3, 7 и 28 сут. нормального твердения.

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что совместное применение минеральных добавок и гиперпластификатора позволяет повышать прочность бетона в среднем на 45–55 %. При значительном увеличении доли минеральных добавок (до 40 % от массы цемента) и незначительном снижении водопотребности композиционных смесей (до 10 %) повышение прочности бетонов в период 7–28 сут. на рядовых цементах составляет в отдельных случаях до 70 %. Это позволяет снижать расход вяжущего в составах до 25% и получать высокотехнологичные бетоны требуемой прочности.

Таким образом, применение тонкодисперсных минеральных наполнителей в виде шламов совместно с гиперпластификаторами в цементных системах открывает широкие возможности получения композиционных материалов требуемой прочности при рациональном расходе цемента и существенной его экономии.

ПРИМЕНЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СТЕНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гувалов А.А., Байрамов А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-guvalov@mail.ru*

Важнейшей задачей промышленности строительных материалов является разработка и внедрение эффективных, ресурсосберегающих технологий производства, экологически чистых материалов, изготавливаемых по малозатратным безотходным технологиям с максимальным использованием местного сырья и техногенных отходов промышленности. Одним из направлений решения задачи по разработке и внедрению ресурсосберегающих технологий производства является расширение производства и применение в строительстве эффективных материалов и изделий на основе отходов карбонатных пород. Это обусловлено широким распространением карбонатных отходов простотой их переработки, высокой эффективностью и технологичностью. Отходы производства каменных изделий из пористых горных пород применяют в качестве природных пористых заполнителей. Заполнители из известняков-ракушечников, туфов и пемзы используются в бетонных и железобетонных изделиях для гражданского и промышленного строительства. Замена в бетонах кварцевого или дробленого керамзитового песка пористым песком из отходов камнепиления снижает стоимость бетона, а в ряде случаев и его расход.

При дроблении отходов камнепиления разрушение происходит по наиболее слабым сечениям и контактам, крупным порам и микротрещинам, что меняет микро- и макроструктуру и улучшает свойства заполнителей, так как увеличивает их плотность, прочность и уменьшает неоднородность по сравнению с исходной горной породой. Щебень и песок, получаемые дроблением пористых пород, имеют угловатую форму, шероховатую и развитую поверхность, что обеспечивает их прочное сцепление с цементным камнем.

Кроме того, особенностью заполнителей из отходов камнепиления карбонатных горных пород является их активное химическое взаимодействие с цементом.

Разработано технология получения из отходов производства пыльных известняков эффективного стенового материала – цементно-карбонатного камня. По физико-техническим и архитектурным показателям такой камень не уступает естественному: предел прочности при сжатии – 20–25 МПа; средняя плотность – 1900 кг/м³, размеры 190x190x188 мм. Оптимальный состав бетона (%): цемент М 500 -12, карбонатные отходы камнепиления – 78, вода – 10. При снижении марки цемента до М400 его расход возрастает до 180 кг/м³.

Снизить расход цемента на 20–25% можно путем введения в состав заполнителя наряду с отходами камнепиления 15–20% золы.

Цементно-карбонатный камень изготавливают полусухим прессованием. В качестве основного оборудования используется пресс-полуавтомат, производительность которого 600–700 шт. в час (8,5–10 м³/ч).

Карбонатные отходы загружаются в вибросито, откуда фракция менее 30 мм через дозатор поступает в смеситель. Туда же подают вяжущие и воду. Готовая смесь поступает в накопительный бункер прессы. Давление прессования – 10–15 МПа, время – 6–7 с, влажность формовочной смеси – 7–8%. Готовые камни поступают на склад, где в течение 7 сут при естественных тепловлажностных параметрах воздушной среды горных выработок происходит твердение бетона.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ТОНКОМ ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ СЕЛЕКТИВНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Ушаков И.В.^{1,2}, Батомункуев А.Ю.¹

¹НИТУ МИСИС, г.Москва, Россия, ushakoviv@mail.ru,
amgalan-ngu-621@yandex.ru

²Тамбовский государственный технический университет, г. Тамбов, Россия

Селективная лазерная обработка возможна, как на образцах с микрозеренной, так и с нанозеренной структурой. В работах [1-2] показано, что при селективной лазерной обработке образцов (порошковая металлургия) излучение избирательно воздействует на материал с микрозеренной структурой. В работах [3-4] установлено, что механические характеристики аморфно-нанокристаллических металлических сплавов могут быть улучшены за счет селективного лазерного воздействия.

Дальнейшее развитие предложенных подходов требует анализа физических процессов протекающих в материалах под действием лазерных импульсов. Для анализа физических процессов использовали компьютерное моделирование, а для разработки модели использовали результаты ранее выполненных работ [3-4]. Экспериментально установлено, что при воздействии лазерного импульса с высокой плотностью мощности над поверхностью образца формируется плазма. Подробно характеристики материала, методики его подготовки и параметры лазерных установок описаны в [4].

С использованием численных методов определена специфика прогрева и остывания тонкого образца многокомпонентного аморфно-нанокристаллического металлического сплава подвергнутого обработке серией лазерных импульсов длительностью ≈ 20 нсек.

Составленная модель необходима для оценки глубины прогрева образца в зависимости от времени обработки, количества импульсов и других факторов. Это особенно важно для наноструктурных многокомпонентных сплавов, так как они находятся в неравновесном состоянии, а учитывая их малую толщину можно ожидать, что воздействие серии лазерных импульсов способно запустить процесс структурных превращений.

Полученные результаты находят экспериментальное подтверждение. В частности при использованных режимах лазерной обработки наблюдается одновременное повышение пластичности и микротвердости. Наибольший интерес имеют случаи одновременного двойного возрастания микротвердости и более чем двухкратного возрастания коэффициента вязкости микро разрушения. В результате обработки по предложенной методике наблюдается повышение пластических свойств при сохранении высокой микротвердости, связанной с существованием нано-кристаллического состояния образцов.

1. Маранц А.В. и др. Получение покрытий методом холодного напыления с последующей лазерной обработкой// Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. №8. С. 21-28.
2. Макаров Г.Н. Применение лазеров в нанотехнологии: получение наночастиц и наноструктур методами лазерной абляции и лазерной нанолитографии // УФН. Т. 183. 2013. С. 675-719.
3. Ушаков И.В., Сафронов И.С. Влияние лазерной обработки на микротвердость и особенности разрушения тонких лент аморфно-нанокристаллического металлического сплава // Физика и химия обработки материалов. 2013. № 2. С. 11-15.
4. Сафронов И.С. Выявление механизмов формирования механических свойств тонкой ленты металлического сплава при импульсной лазерной обработке: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. Тамбов, 2013. – 190 с.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ СКЛАДЧАТЫХ СТРУКТУР

^{1,2}Лычагин Д.В., ¹Алфёрова Е.А.

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
^{1,2}Национальный исследовательский Томский государственный университет г. Томск,
Россия, katerina525@mail.ru, lychagindv@mail.ru

Поверхность деформированного кристалла давно является объектом изучения физиков, материаловедов, механиков и инженеров. Одним из интереснейших процессов при пластической деформации является складкообразование. Этот процесс наблюдается в естественных природных условиях (формирование геологических складок), при проведении специально поставленных физических экспериментов и в технологических процессах обработке металлов давлением и характерен для поли- и монокристаллов.

Настоящая работа посвящена изучению особенностей складкообразования на примере монокристаллов никеля с осью сжатия [111] при деформации до 30%. Особое внимание в работе уделено кристаллогеометрическим условиям протекания деформации и схеме напряженного состояния отдельных областей кристалла. Исследовались морфологические особенности и закономерности переориентации локальных областей в зонах складкообразования, формирующихся в различных условиях. Обнаружено, что в областях вогнутости и выпуклости кристалла складкообразование наиболее развито. При этом морфологические характеристики и картина переориентации складок в разных зонах отличается. В области вогнутости кристалла, где действует сложная схема напряженного состояния с преобладанием сжимающих компонент, развитие складчатой структуры идет более интенсивно (и с более ранних степеней деформации) по сравнению с областью выпуклости, где преобладают растягивающие напряжения. Экспериментально выявлены отдельные ступени сдвига в области складок, и определена величина сдвига в них. Показано, что октаэдрическое скольжение это неотъемлемый процесс формирования складчатых структур. Рассмотрение экспериментальных данных EBSD-анализа по развитию переориентации в области формирования складок позволил установить следующие закономерности. В зоне вогнутости кристалла процессы переориентации в складчатой структуре начинаются с меньших степеней деформации, при этом величина разориентации увеличивается на границах переориентированных областей. Соотнесение, полученных величин разориентации (при деформации до 16%) с литературными данными по разориентациям на уровне дислокационной подсистемы [1], показало хорошую согласуемость с величиной разориентации накапливающейся при деформации в ячеистой дислокационной субструктуре. И позволило выявить, что при рассматриваемой степени деформации разориентацию, которая наблюдается в эксперименте, обеспечивает одиннадцать дислокационных ячеек.

Таким образом, складки являются дополнительным способом адаптации кристалла к условиям пластической деформации направленным на снижение напряжений и сохранении целостности кристалла при деформации. При этом складкообразование обеспечивается как трансляционным (октаэдрическое скольжение), так и ротационным (переориентация локальных участков) механизмами.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60007 мол_а_дк

1. Старенченко В.А., Лычагин Д.В., Шаехов Р.В., Козлов Э.В. Влияние температуры испытания на эволюцию дислокационной структуры монокристаллов никеля с ориентацией оси сжатия [001] // Известия высших учебных заведений. Физика. 1999. №7. С. 71-77.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Al-Mn СПЛАВА ПРИ ОТЖИГЕ

Ширинкина И.Г., Бродова И.Г.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской
академии наук, г. Екатеринбург, Россия, shirinkina@imp.uran.ru*

Исследованы фазовые и структурные превращения, происходящие при отжиге СМК Al-Mn сплава, полученного методом динамического канально-углового прессования. Преимущество высокоскоростного деформирования по сравнению с квазистатической деформацией в данном методе обусловлено сложной модой деформации (импульс, давление ударной волны и простой сдвиг). В результате такого комбинированного воздействия формируется СМК структура, масштаб и морфологические особенности которой зависят от параметров динамического прессования. Изучение термической стабильности СМК Al-Mn сплава (АМц) выполнено на образцах, полученных четырехкратным прессованием с начальной скоростью движения через каналы – 300 м/с. Согласно результатам ПЭМ, данное структурное состояние характеризуется неравномерной смешанной структурой, состоящей из мелких зерен, свободных от дислокаций, и более крупных кристаллитов, неоднородный контраст внутри которых и неравновесные границы, свидетельствуют о высоком уровне внутренних напряжений. Такая разнотернистость и разный уровень упругих искажений решетки матрицы внутри кристаллитов являются типичными характеристиками смешанной структуры, образованной двумя механизмами – динамической рекристаллизацией и фрагментацией. Средний размер зерен – субзерен, определенный по темнопольным изображениям и СЭМ (EBSD – анализ), составляет 570–650 нм, объемная доля БУГ – 55% при среднем угле разориентировки 20° .

Для оценки стабильности упрочнения СМК структуры, сформированной ДКУП, построены температурные зависимости H_V при разных временах отжига. Установлено, что при нагреве до 200°C наблюдается сохранение высокой твердости, т.е. деформационное упрочнение от ДКУП довольно стабильно. При 300°C наблюдается падение этого параметра при одночасовом отжиге на 100 МПа, а при двухчасовом отжиге процессы разупрочнения протекают очень активно, вызывая уменьшение H_V в 2 раза. Исследование эволюции деформационной структуры показало, что, несмотря на высокую температуру отжига 400°C наблюдается только незначительный рост ее составляющих. По данным СЭМ, средний размер зерен при двухчасовом отжиге достигает 1,4 мкм, при этом доля БУГ составляет 60–70%, а средний угол разориентировки возрастает до 30° . ПЭМ исследования показали, что после нагрева до 400°C основными механизмами релаксации напряженного состояния является возврат границ зерен, и непрерывная рекристаллизация, сопровождающаяся снижением уровня напряженного состояния. В тоже время при сохранении локальных сильно искаженных участков структуры, возможно зарождение и рост термически активированных центров прерывистой рекристаллизации. Следствием протекания всех выше перечисленных процессов является формирование размерно неоднородной зеренной структуры неуравновешенными тройными стыками. Дальнейшее совершенствование структуры осуществляется механизмом собирательной рекристаллизации, начальные стадии которой зафиксированы при двухчасовом отжиге.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в отделе электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Уральского Отделения РАН (проект №15-17-2-9).

МНОГОСЛОЙНАЯ СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ NbTi-СПЛАВА С КАРБИДНЫМ И КАРБОСИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТВЕРДОФАЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Коржов В. П., Прохоров Д. В.

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

Сплавы на основе Nb и Ti получали диффузионной сваркой (ДС) под давлением пакетов из Nb-фольг толщиной 30 мкм с порошковым покрытием (см. табл.).

Пакет	Покрытие	Режим ДС	Упрочняющие фазы
15Nb.TF2-1	Ti–Cr–Mo–Si–Al–ZrH ₂	1400°C/30 мин/16,8 МПа	Me ₂ C ≡ Me _{2,02} C _{0,98} и TiC ≡ Me _{1,12} C _{0,88}
15Nb.TF2-2	То же	1400°C/30 мин/16,8 МПа + 1500°C/3 ч/14,6 МПа	TiC ≡ (Ti _{0,95} Nb _{0,03} Zr _{0,02}) _{1,05} C _{0,95} Nb ₂ C ≡ (Nb _{0,445} Ti _{0,434} ...) _{2,1} (C,Si) _{0,9} (Ti _{0,603} Nb _{0,232} ...) _{1,04} (Si _{0,542} C _{0,458}) _{0,96}
15Nb.TF3	То же	1500°C/3 ч/11,2 МПа	TiC: 50,4 ± 0,8Ti; 47,7 ± 0,9 ат.%C (Ti _{0,529} Nb _{0,276} ...) _{1,05} (Si _{0,54} C _{0,46}) _{0,95}
15Nb.TF4	Nb–Ti–Cr–Mo–Si–Al–ZrH ₂	1500°C/5 ч/8,4 МПа	TiC: 47,3 ± 0,8Ti; 51,2 ± 1,1 ат.%C (Ti _{0,604} Nb _{0,240} ...) _{0,975} (C _{0,51} Si _{0,49}) _{1,095} Nb ₅ Si ₃ : 53,7Nb и 30,6 ат.%Si
15Nb.TF5	То же	1500°C/10 ч/15,3 МПа	Будут идентифицированы

Пакет 15Nb.TF2. После 1400°C упрочняющими фазами выявлены только карбиды Me₂C ≡ (Nb_{0,534}Ti_{0,410}Al_{0,022}Mo_{0,018}Cr_{0,016})_{2,02}C_{0,98} и TiC ≡ (Ti_{0,97}Zr_{0,02}Nb_{0,01})_{1,12}C_{0,88}. И только после ДС при 1500°C, наряду с TiC, выявлены фазы Me_{2,1}(C_{0,95}Si_{0,05})_{0,9} с небольшим содержанием Si и Me_{1,04}(Si_{0,542}C_{0,458})_{0,96} с концентрацией кремния, близкой к 25 ат. %.

Пакеты 15Nb.TF3 и 15Nb.TF4. В отличие от 1-го пакета, во 2-м использовалось покрытие с Nb. Поэтому в нем вместе с карбидной (1, см. рис. 1,б) и карбосилицидной (2) фазами присутствует и интерметаллическая упрочняющая фаза Nb₅Si₃ (3).

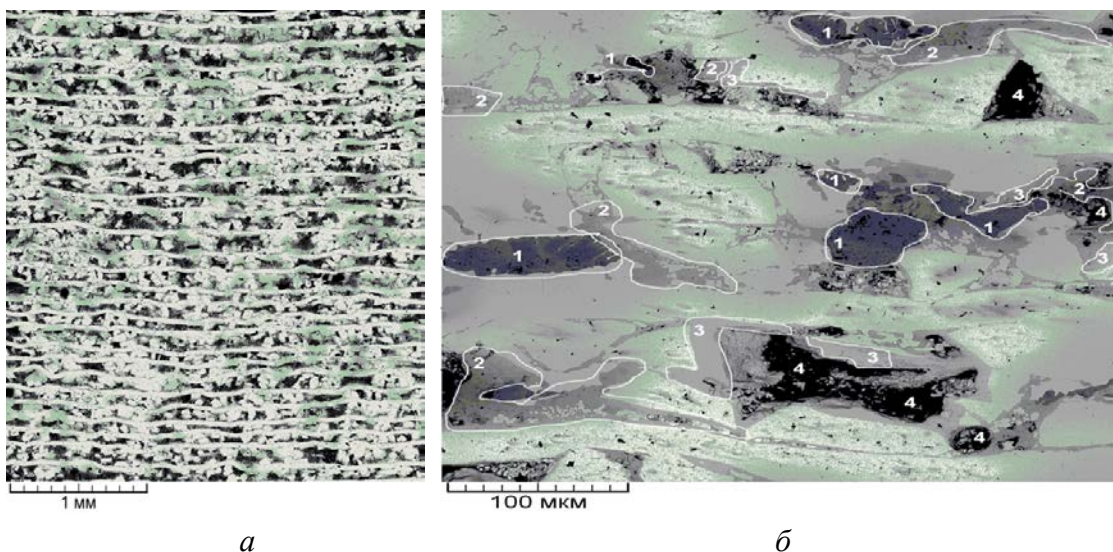


Рис. 1. Структура пакета после сварки: *а* – общий вид слоистой структуры сечения; *б* – фазовая структура по данным локального рентгеноспектрального анализа: упрочняющие фазы (1–3), 4 – поры

Прочность $\sigma_{\text{макс.}}$ при испытаниях на 3-точечный изгиб при $\sim 20^\circ\text{C}$ изменялась в пределах от 330 до 540 МПа, разрушение – хрупкое. При $1100\text{--}1300^\circ\text{C}$ $\sigma_{\text{макс.}} = 260\text{--}390$ МПа, напряжение пропорциональности $\sigma_{\text{пл.}}$ – от 200 до 370 МПа.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ Тi-СПЛАВА МАТРИЦЫ С УПРОЧНЯЮЩИМИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ САПФИРОВЫМИ ВОЛОКНАМИ

Коржов В. П., Кийко В. М.

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

Композит Fe/Al₂O₃/Ti со слоистой структурой матрицы из сплавов титана и железа и упрочняющих сапфировых волокон получали диффузионной сваркой под давлением многослойного пакета, составленного фольгами Ti- и Fe-сплавов, чередовавшимися с фрагментированными сапфировыми волокнами. При сварке Ti-сплав взаимодействовал с волокнами, сплав же на основе Fe был инертным к сапфиру (рис. 1).

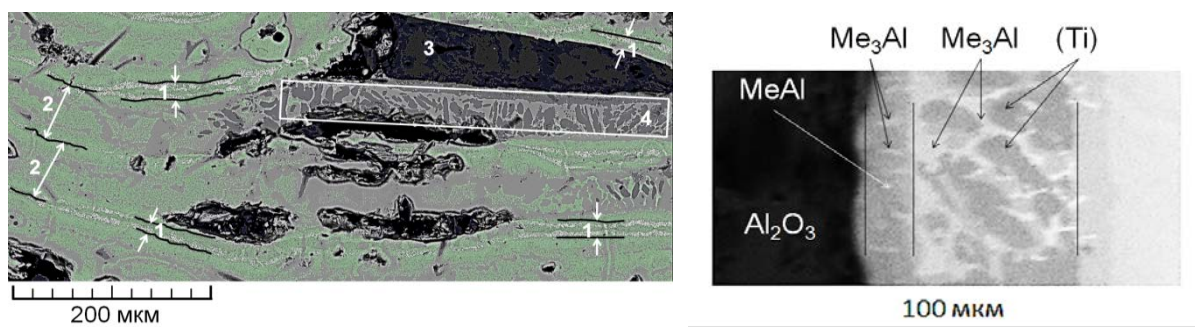


Рис. 1. Структура композита Fe/Al₂O₃/Ti вблизи сапфирового волокна 3 после сварки при 1200°C , 45 мин: 1 – (Fe); 2 – слой, образовавшийся из Ti- и Fe-фольг; 4 – зона взаимодействия между волокном и Ti- сплавом (правый снимок); Me₃Al $\equiv$ (Ti_{2,20}Cr_{0,71}Mo_{0,25}Fe_{0,04})_{3,2}Al_{0,8}; MeAl $\equiv$ (Ti_{1,13}Cr_{0,09}Mo_{0,03})_{1,14}Al_{0,76}; (Ti) и (Fe) – твердые растворы с 93,6–95,4 Ti и 52,4–60,6 ат.%Fe соответственно

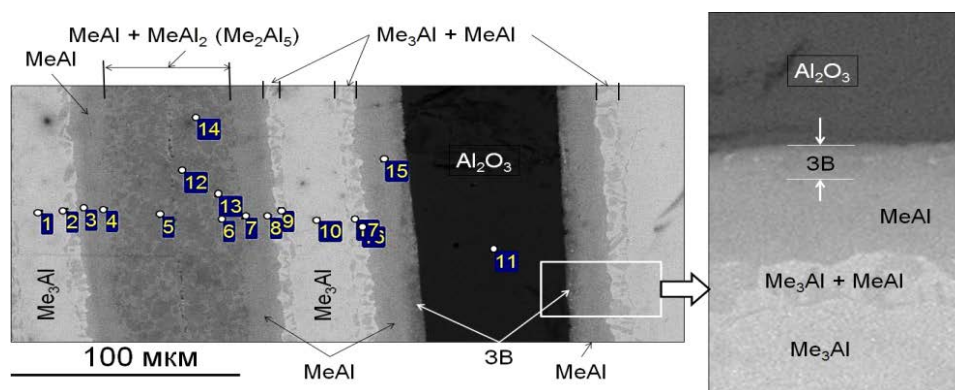


Рис. 2. Результаты РС-анализа структуры композита Ti/Al/Al₂O₃/Al/Ti после сварки $\sim 600^\circ\text{C}$, 2 ч, 12.2 МПа / сброс давл. / 1150°C , 25 мин без давл. и 5 мин, 12.2 МПа: Me₃Al $\equiv$ (Ti_{2,08}Cr_{0,32}Mo_{0,12}Fe_{0,03})_{2,55}Al_{1,45}; MeAl $\equiv$ (Ti_{0,61}Cr_{0,08}Mo_{0,02}Fe_{0,02})_{0,73}Al_{1,27}; Me₃Al+MeAl – $62,4 \pm 1,5$ %Me и $37,6 \pm 0,8$ ат.%Al; MeAl + MeAl₂ (Me₂Al₅) – $28,4 \pm 0,5$ %Me и $71,6 \pm 1,8$ ат.%Al

Строчечные границы между слоями 2, образовавшимися в процессе сварки из фольг Ti- и Fe-сплавов, вблизи волокон трансформировались в тонкие (5–13 мкм) прослойки 1, ограниченные дискретными светлыми границами, и были остатками Fe-сплава. Слои 2 образовались из двух фольг Ti- и Fe-сплавов на участках, удаленных от сапфировых фрагментов и являются комбинацией твердых растворов (Ti) и (Fe).

Пакет Ti/Al/Al₂O₃/Al/Ti содержал 16 фольг Ti-сплава и, перемежающихся с ними, 15 элементов [Al/Al₂O₃/Al]. В поперечном сечении структура пакета представлялась как чередование слоев Ti-сплава и Al с вклинившимися в него фрагментами волокон Al₂O₃.

Предполагалось, что Al воспрепятствует взаимодействию волокон со сплавом. Однако зона взаимодействия ЗВ (рис.2) между Al₂O₃ и Ti-сплавом все-таки наблюдалась. Для ее идентификации проведены дополнительные исследования.

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВИБРАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ S355

Яковлев Ю.А., Федотов А. В.

*ФГБУН ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, Россия,
yura.yakovlev@gmail.com*

Водород обладает большой диффузионной подвижностью и накапливается не только в локальных дефектах, но и в зонах растягивающих механических напряжений. Измерение концентрации (или анализ содержания) водорода позволяет комплексно оценить способность металла к растрескиванию, наличие пор и других дефектов. Чрезвычайно важной задачей является учет влияния водорода на механические характеристики материалов. Взаимодействие водорода с твердыми материалами является хорошим примером влияния малого параметра в механике. Например, у алюминиевых сплавов со средними массовыми концентрациями водорода 0,4 – 0,8 ppm наблюдается хрупкость, индуцированная водородом.

Сварной шов в сталях также является материалом, содержащим водород. Главной проблемой сварных швов являются холодные трещины. Холодные трещины образуются в сварных соединениях при охлаждении их до температур, как правило, ниже 200 °С. К этому времени металл шва и околошовная зона теряет пластичность, вызванную разогревом до высокой температуры. Холодные трещины наиболее часто поражают околошовную зону и реже — металл шва. Иногда наблюдается образование холодных трещин через 1-2 месяца после сварки.

В докладе описываются результаты экспериментального исследования распределения водорода в стали и сварном шве S355 после ультразвукового упрочнения поверхности. Производится сравнение концентрации водорода и перераспределение его по энергиям связи в образцах прошедших ультразвуковую обработку и не прошедших данную обработку. Также происходит сравнение концентраций водорода в сварном шве с обработанной стороны и со стороны без ультразвуковой обработки. Показано влияние ультразвукового вибрационного упрочнения на механические свойства.

Экспериментальные исследования установили сильное влияние ультразвукового вибрационного упрочнения на перераспределение концентраций водорода и механические свойства стали.

ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В НИКЕЛЕ, ДЕФОРМИРОВАННОМ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Чашухина Т.И.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

highpress@imp.uran.ru

В мировой литературе нет единого мнения о роли динамической рекристаллизации в формировании субмикрокристаллической (СМК) структуры при большой пластической деформации. Часть исследователей считают, что динамическая рекристаллизация является основным механизмом измельчения структуры, независимо от температуры деформирования. Другое мнение заключается в возможности развития различных структурообразующих процессов, таких как фрагментация (образование границ деформационного происхождения), деформационное двойникование и динамическая рекристаллизация. Метод деформации сдвиг под высоким давлением позволяет, изменяя условия деформации, главным образом температуру, обеспечить в одном и том же материале преимущественное развитие одного из этих процессов.

Монокристаллический никель (99,98%) деформировали сдвигом под давлением 8 ГПа при температуре 150°C. Ранее было показано, что длительная выдержка при этой температуре приводит к началу рекристаллизации никеля с СМК структурой. Угол поворота наковальни составлял 15°, 30°, 45°, 60°, 90°, 180°, 1, 2, 5 и 7 оборотов. Время от окончания деформации до извлечения образца на воздух составляло не более 100 секунд, что исключало возможность развития постдинамической рекристаллизации. Рассчитывали температурно-скоростные условия деформации ($\ln Z$), исследовали изменение структуры, твердости и запасенной энергии деформации в зависимости от истинной деформации (e).

После деформации с $e > 1.5$ обнаружены структурные признаки динамической рекристаллизации. Наблюдаются рекристаллизованные зерна с извилистыми границами размером более 1 мкм, внутри которых присутствуют следы деформации – отдельные участки с повышенной плотностью дислокаций. Вокруг растущих зерен (границы которых вогнуты в тело зерна) наблюдаются ожерелья из дисперсных упруго искаженных микрокристаллитов. Кроме того присутствуют чистые рекристаллизованные зерна, свободные от дислокаций, и зерна с высокой плотностью дислокаций. Некоторые зерна разделены дислокационными малоугловыми границами. Значение твердости коррелируют с размером динамически рекристаллизованного зерна. Влияние температуры на запасенную энергию (E_d) проявляется при истинной деформации $e > 2$. Так, после деформации при 150°C с $e = 2.5$ запасенная энергии снижается в 2 раза, затем возрастает, достигая после $e = 6.0$ – 6.5 значений, полученных при комнатной температуре (3.2 Дж/г). Далее E_d вновь снижается: после $e = 8.3$ $E_d = 0.5$ Дж/г. С увеличением истинной деформации до $e = 8.8$ наблюдается тенденция к росту запасенной энергии. При этом температура пика тепловыделения (рекристаллизации), определенная по калориметрическим кривым, оказалась практически независимой от истинной деформации и составила 280–310°C. Кроме того после деформации в интервале от 4 до 7 наблюдали второй пик тепловыделения в интервале температур 450–550°C. Исследования позволили установить температурно-скоростные условия развития динамической рекристаллизации в никеле при сдвиге под давлением.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл» и проекту УрО РАН 15-17-2-11. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ТИПА СТРУКТУРЫ НА РОСТ И ОРИЕНТИРОВКУ ЗЕРЕН В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Шиняевский Д.В.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
highpress@imp.uran.ru

Известно, что при большой пластической деформации в наковальнях Бриджмена структура железа изменяется стадийно. Вначале формируется структура ячеистого типа, с увеличением деформации появляются отдельные микрокристаллиты, приводя к образованию структуры смешанного типа, затем материал переходит в субмикрокристаллическое (СМК) состояние. При этом размеры элементов структуры меняются от десятых до сотых долей микрона, т.е. все типы структур имеют субмикронный масштаб, но они различаются типом границ и текстурой. Установлено, что на стадии смешанной структуры большинство элементов имеют ориентировку (101), а на стадии СМК структуры материал переходит в бестектурное состояние. Структура, созданная при деформации, оказывает существенное влияние на развитие рекристаллизации. Наличие микрокристаллитов – готовых зародышей, позволяет провести рекристаллизацию СМК и смешанной структуры без инкубационного периода и при достаточно низких температурах. Первичная рекристаллизация СМК структуры имеет кинетику нормального роста зерна. Целью работы было сравнить, как изменяются при рекристаллизации железа параметры структуры разного типа: ячеистой, смешанной, СМК и субмикрозернистой (СМЗ).

Исследовали железо, полученное зонной отчисткой (99,97%). В результате деформации под давлением 6 ГПа была сформирована структуры разного типа: ячеистая – осадкой, смешанная - в результате деформации сдвигом на 60°, и СМК после 5 оборотов наковальни. СМЗ структура была получена в результате низкотемпературной рекристаллизации СМК структуры при 250°C (4ч). Образцы с различной исходной структурой отжигали при температурах 350–750°C, выдержка составляла 1 ч, для предотвращения окисления отжиг проводили в вакууме 10^{-2} Па. Структуру железа после деформации и отжига исследовали методом сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии на приборах QUANTA_200 Philips и JEM 200CX соответственно. Ориентировку рекристаллизованных зерен оценивали по анализу дифракции отраженных электронов (EBSD).

Наибольшей стабильностью при отжиге в интервале температур 350–750°C обладает СМК и СМЗ структура. Средний размер зерна после отжига при 750°C составляет 6 мкм. Наименее стабильна структура смешанного типа, отжиг при 450°C приводит к значительному росту зерен до 15 мкм, а после отжига при 650°C средний размер зерна превышает 50 мкм. Рекристаллизация структуры ячеистого типа приводит к формированию более мелкого зерна (30 мкм). Методом EBSD-анализа установлено, что после отжига при 750°C железа с СМК структурой большая часть рекристаллизованных зерен (~80%) имеет ориентировку (101), после отжига при 350–450°C доля зерен такой ориентировки составляет $\leq 40\%$. Промежуточный отжиг приводит к увеличению доли зерен ориентировки (101) после отжига при температуре 350°C до 50%, а при 450°C до 70%. При повышении температуры отжига это значение не меняется. В структуре смешанного типа при рекристаллизации не наблюдается формирования текстуры отжига.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-03-00909-а.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
highpress@imp.uran.ru

В настоящее время исследователи выделяют два типа динамической рекристаллизации (ДР) - прерывистую и непрерывную. Прерывистая ДР обычно развивается при повышенной температуре в материалах с пониженной энергией дефектов упаковки (ЭДУ), зарождение при этом происходит благодаря миграции участков границ зерен. Прерывистая ДР имеет циклический характер, когда циклы образования зародышей, их рост и наклеп непрерывно чередуются, что может сопровождаться осцилляцией напряжения течения. Непрерывную ДР наблюдают обычно в материалах с высокой ЭДУ. В этом случае формирование новых зерен происходит в основном через трансформацию субграниц в высокоугловые границы зерен, а уровень напряжений течения определяется интенсивностью динамического возврата. Критическая деформация для начала непрерывной ДР должна быть существенно выше, чем для прерывистой. При больших пластических деформациях, осуществляемых при 300К, наблюдают непрерывную ДР материалов. Надежно установлено, что в меди, имеющей низкое значение ЭДУ, большая пластическая деформация при комнатной температуре приводит к ДР. Целью работы было установить механизмы ДР, протекающей в меди при большой пластической деформации сдвигом под давлением при 300К. На формирование структуры высокочистой меди существенное влияние оказывает постдинамическая рекристаллизация (ПДР), приводящая к росту отдельных крупных зерен, что затрудняет установление закономерностей ДР. Поэтому исследовали медь разной степени чистоты: особо чистую – 99.99%, бескислородную 99.97% и технической чистоты 99.90% предполагая, что примесное торможение предотвратит рост зерна при ПДР.

Установлено, что в меди, деформированной сдвигом под давлением при 300К, независимо от содержания примесей от 0.01 до 0.1 % по достижении истинной деформации $\epsilon = 2$ начинается ДР. Развитие ДР связано с температурно-скоростными условиями деформации – параметром Холломоуна–Зинера ($\ln Z$). В интервале $35 < \ln Z < 38$ ДР проходит во всем объеме материала (стадия развитой ДР), при $38 < \ln Z < 42$ объемная доля структуры, претерпевшей ДР, уменьшается с увеличением $\ln Z$ (стадия частичной ДР). При $\ln Z > 42$ признаков ДР не обнаружено (стадия наклепа). ДР в меди чистотой 99.90–99.99% развивается при тех же значениях $\ln Z$, что и в жаропрочном железо-никелевом сплаве, также имеющем низкое значение ЭДУ. Обнаруженные осцилляции значений твердости при деформации с низкой скоростью вращения наковальни и зависимость размера ДР зерна от размера исходного зерна позволяют классифицировать ДР, протекающую в меди при 300К как прерывистую.

Влияние содержания примесей в меди на развитие ПДР различно на разных стадиях структурных состояний. На стадии частичной ДР примесное торможение препятствует росту зерна при ПДР и способствует образованию более размерно однородной структуры. На стадии развитой ДР содержание примесей не влияет на размер зерна и размерную однородность структуры.

Работа выполнена в рамках темы ИФМ УрО РАН «Кристалл» и проекта УрО РАН №15-17-2-11. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ И ОРИЕНТАЦИИ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ МЕДИ

Добромыслов А.В.¹, Талуц Н.И.¹, Козлов Е.А.²

¹ ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Dobromyslov@imp.uran.ru

² РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

Изучению образования ячеистой дислокационной структуры в металлах и сплавах с ГЦК решеткой посвящено достаточно большое количество исследований. Было установлено, что формирование ячеистой структуры в существенной степени зависит от энергии дефекта упаковки, степени деформации, скорости деформации, температуры деформации, размера зерна. Работ по влиянию давления на особенности образования ячеистой структуры существенно меньше, а по влиянию ориентации монокристалла практически нет.

Монокристалл меди в форме шара диаметром 34 мм был заварен при 10^{-4} Па в гермочехол из нержавеющей стали 12Х18Н10Т с наружным диаметром 70 мм. Нагружение осуществлялось сферически сходящейся детонационной волной, инициированной в слое взрывчатого состава толщиной 5 мм. Согласно расчетным данным давление на поверхности сферического монокристалла составляло 20 ГПа. Спецификой используемого способа ударного воздействия является изменение величины давления и температуры в зависимости от глубины залегания слоя в шаровом образце.

Для проведения электронно-микроскопического исследования из одной половины сохраненного после нагружения образца были вырезаны столбики квадратного сечения вдоль направлений $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$. Из этих столбиков были приготовлены фольги, расположенные на различных расстояниях от поверхности шара. Изучение деформационной структуры проводилось с помощью электронного микроскопа JEM 200СХ при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Установлено, что образование ячеистой дислокационной структуры зависит как от кристаллографического направления исходного монокристалла, так и от положения слоя в образце по радиусу. Обнаружено, что при распространении ударной волны вдоль направления $\langle 110 \rangle$ образование ячеистой структуры не происходит. В приповерхностных слоях деформационная структура состоит из хаотически распределенных дислокаций и клубков дислокаций. С удалением от поверхности образца обнаруживается присутствие полосовой структуры и рекристаллизованных зерен. При распространении ударной волны вдоль направления $\langle 100 \rangle$ в приповерхностных слоях наблюдается образование четкой ячеистой структуры, а в средних слоях – микрополос сдвига. Предложено объяснение влияния ориентации на образование ячеистой дислокационной структуры.

Проведенное исследование показало, что с ростом давления происходит уменьшение размера дислокационных ячеек и толщины границ ячеек. После достижения давления ~ 23 ГПа совершенство ячеистой структуры начинает снижаться, а размер ячеек и толщина стенок ячеек – сильно возрастать. При давлениях больше 26 ГПа происходит полное исчезновение ячеистой дислокационной структуры. Размытие ячеек связывается с повышением температуры образца при высоких динамических нагрузках.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Деформация» № 01201463327.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СПЛАВОВ Al–Fe и Zr–Fe ИЗ ЭЛЕМЕНТНЫХ ПОРОШКОВ ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Талуц Н.И., Добромыслов А.В., Завалишин В.А.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

NinaTaluts@imp.uran.ru

В настоящее время методы интенсивной пластической деформации под давлением находят широкое применение для получения объемных материалов с новыми функциональными свойствами. К числу таких технологий принадлежит синтез сплавов из элементных порошков с использованием интенсивной пластической деформацией кручением в наковальнях Бриджмена.

Для проведения исследований были приготовлены элементные порошковые смеси алюминия и железа с содержанием железа от 5 до 60 ат. %, циркония и железа с содержанием железа от 5 до 90 ат. %, а также тройные смеси на основе алюминия с содержанием железа 5 ат. % и циркония 5 и 10 ат. %. Полученные смеси были подвергнуты механосплавлению в наковальнях Бриджмена при давлениях от 3 до 8 ГПа при комнатной температуре. Число оборотов n варьировалось от 5 до 30.

Исследование показало, что во всех синтезированных сплавах формируется нанокристаллическая структура. Определены средние размеры структурных элементов и построены гистограммы распределения зерен по размерам. Установлено, что средний размер зерна уменьшается как при увеличении содержания железа в сплаве, так и при увеличении степени деформации.

Обнаружено, что растворимость железа в цирконии достигает 10 ат.%, а в алюминии она существенно меньше и составляет только ~1 ат.%. В сплавах, содержащих цирконий, происходит образование ω -фазы – фазы высокого давления циркония, а в сплавах алюминия с содержанием железа 50–60 ат. % образуется неупорядоченный твердый раствор FeAl.

Плотность сплавов Al–Fe, синтезированных при давлении 5 ГПа и $n = 5$, монотонно растет с увеличением содержания железа. При этом наблюдается систематическое отклонение экспериментальных значений от величин, рассчитанных согласно правилу Вегарда, свидетельствующее о том, что с увеличением содержания железа увеличивается степень дефектности структуры сплавов.

Изучение изменения электросопротивления сплавов Al–Fe показало, что концентрационная зависимость удельного электросопротивления характеризуется нелинейным ростом: после достижения максимального значения в сплаве Al–40 ат. % Fe оно понижается до значений примерно в 4 раза больших удельного электросопротивления чистого железа. Рост электросопротивления обусловлен разными причинами: уменьшением размера зерна, появлением аморфных областей и увеличением степени дефектности структуры. Причина уменьшения электросопротивления требует дальнейшего изучения.

Установлено, что все синтезированные сплавы являются ферромагнитными. Из полученных данных следует, что с увеличением содержания железа намагниченность сплавов Al–Fe растет, а коэрцитивная сила сначала уменьшается, а затем остается примерно на одном уровне. Намагниченность сплавов Zr–Fe с увеличением содержания железа также растет, однако коэрцитивная сила не изменяется.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Деформация» № 01201463327 при поддержке РФФИ (проект № 14-03-00539).

СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Соковик М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия, sokovikov@icmm.ru

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому изучению неустойчивости и локализации пластической деформации при динамическом нагружении и высокоскоростном пробивании. Исследовалось поведение образцов в режиме, близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона – Кольского. Для этого были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния. Кроме того, исследовались образцы типа “сдвиг-сжатие”, предложенные в [1]. В режиме реального времени боковая поверхность образцов исследовалась с помощью высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Полученное распределение температурного поля в различные моменты времени позволило судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

Проведено изучение пробивания преграды в виде формирования и выноса пробки с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры. На оригинальной баллистической установке по изучению пробивания были исследованы образцы, для которых были реализованы режимы импульсного нагружения, сопровождающиеся неустойчивостью пластического течения и выносом пробки (рис.1).

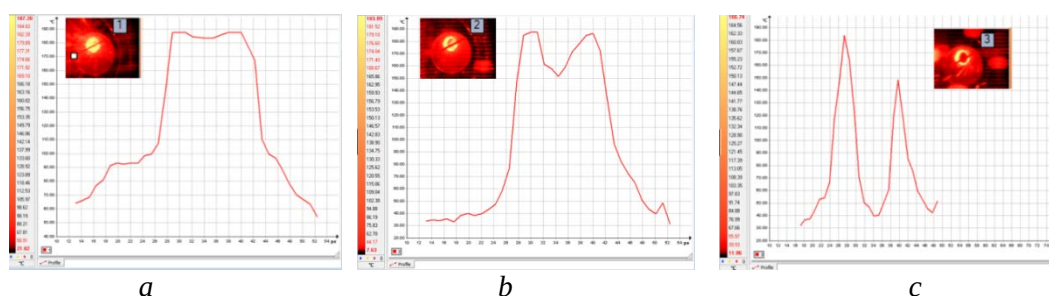


Рис.1. Инфракрасные образы тыльной поверхности образца и распределение температуры на тыльной поверхности образца в процессе внедрения ударника в образец (a); формирования пробки (b); после пробивания преграды (c), материал мишени сталь 25ХНЗМФС, скорость соударения 378м/с

Значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 190^{\circ}\text{C}$, что позволяет сделать вывод о возможности реализации механизма формирования и выноса пробки, не связанных с термопластической неустойчивостью.

В результате численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале, полученные поля температур на тыльной поверхности образца при формировании и выносе пробки близки к определенным экспериментально. После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5010 и просвечивающего электронного микроскопа.

Данные теоретических и экспериментальных исследований позволяют предполагать, что один из механизмов неустойчивости пластического сдвига и локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно-кинетическими переходами в ансамблях микродефектов.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 14-01-00842_a, 15-02-03225_a.

1. Rittel D., Landau P., and Venkert A. // Phys.Rev.Lett. 2008. V.101. 165501. P. 1-4.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ШЕЙНОГО ПОЗВОНКА С3

Колмакова Т.В., Телегина А.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия,
alina.olimp.e@gmail.com*

Множество проблем в ортопедии и травматологии, связанных с восстановлением травмированных структур позвоночника, свидетельствуют о недостатке необходимой информации о состоянии позвоночника в норме, при различных травмах и при реконструкции. Современные средства визуализации позволяют констатировать изменения в отдельных позвонках и всем позвоночнике при патологии на различных стадиях заболевания и этапах лечения, однако для прогнозирования заболевания и развития осложнений необходим биомеханический анализ процессов в позвоночнике. Исследования механического поведения позвоночника позволяют разработать рекомендации по выбору существующих и разработке новых методов коррекции позвоночника и создания остеоимплантатов [1].

Целями данной работы являлись проведение расчета и исследование напряженно-деформированного состояния модельного шейного позвонка С3.

Геометрическая модель позвонка строилась на основе литературных данных экспериментально полученных размеров [2]. Учитывалось наличие компактной и губчатой костных тканей [3]. Разработан и реализован алгоритм построения геометрической модели позвонка в системе ANSYS, позволяющий автоматически перестраивать геометрическую модель согласно размерам позвонка определенного индивидуума.

Проведен расчет напряженно-деформированного состояния модельного шейного позвонка при физиологической статической нагрузке с использованием метода конечных элементов. Достоверность результатов расчетов проверялась оценкой сходимости полученных результатов, а также сравнением с расчетами работы [4].

Результаты расчетов показали, что максимальные значения напряжений по Мизесу локализуются в областях крепления ножек к телу позвонка.

Разработанная компьютерная модель позвонка послужит основой создания сегмента шейного отдела позвоночника, анализ и сравнение напряженно-деформированного состояния которого в норме и при внедрении имплантата позволит подобрать оптимальный имплантат.

Список литературы

1. Зиннатова Н. Х. Биомеханический метод диагностики состояния позвоночника в норме и при патологиях // Известия ЮФУ. Технические науки. – 2010. – С. 108–113.
2. Tan S. H., E. C. Teo, E.C, Chua H. C. Quantitative three-dimensional anatomy of cervical, thoracic and lumbar vertebrae of Chinese Singaporeans // European Spine Journal. – 2004. – Vol. 13. – P. 137–146.
3. Panzer M. B. Numerical modeling of the human cervical spine in frontal impact: dissertation for the degree of master of applied science in mechanical engineering / M. Panzer. – Waterloo, Ontario, Canada, 2006. – 248 p.
4. Hueston S., Makola M., Mabe I., Goswami T. Cervical Spine Anthropometric and Finite Element Biomechanical Analysis // Human Musculoskeletal Biomechanics / T. Goswami. – InTech, 2012. – Ch. 6. - P. 107–158.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ДЕНТИНА И ЭМАЛИ

Зайцев Д.В.

Уральский Федеральный Университет, Институт естественных наук,
Россия, Екатеринбург,
dmitry.zaytsev@urfu.ru

Дентин и эмаль определяют прочностные свойства зуба человека. При возникновении патологии и дальнейшем нарушении целостности зубов, организм человека также подвергается опасности. Современные методики, позволяют стоматологам восстановить целостность зубов пациентов. Для того, чтобы реставрация была успешной, необходимо выполнение ряда требований к заместительным материалам, которые по своим свойствам должны быть близки к твердым тканям зубов. Совместимость механических свойств реставрационных материалов со свойствами дентина и эмали является одним из основных, так как в противном случае, на границе соединения материалов будут возникать опасные напряжения, что может привести к разрушению реставрации. Поэтому, для разработки тканеэквивалентных материалов необходимы сведения об механических свойствах дентина и эмали. Несмотря на очевидную актуальность данного вопроса, достоверных сведений об механических свойствах дентина и эмали получено не было. Целью данного исследования являлось определение прочностных свойств дентина и эмали при одноосном сжатии.

Механические испытания на одноосное сжатие проводили на разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN с постоянной скоростью нагружения 0,1 мм/мин. Распиловка зубов человека проводилась с помощью алмазной пилы с водным охлаждением образцов. После резки рабочие поверхности образцов обрабатывали на шкурках и полировочных пастах, с постепенным уменьшением размера зерна, для придания им более точной геометрии и удаления поврежденного поверхностного слоя, возникшего при резке алмазным диском. Оценка истинных напряжений в образцах дентина и эмали, производилась при сравнении длины эталона (медная пластинка) с шириной образца под нагрузкой.

Эксперименты показали, что эффект формы при сжатии свойственен, как дентину, так и эмали. Предел прочности, упругая и пластическая деформация возрастают с увеличением отношения диагонали поверхности сжатия к высоте образца (d/h отношения), тогда как модуль Юнга снижается. Происхождение эффекта формы может быть связано с трением между поверхностями образца и пуансонами. В результате чего, образцы дентина с маленьким отношением, под нагрузкой принимали бочкообразную форму, а при испытании плоских образцов, где трение значительно, реализуются условия близкие к трехосевому сжатию. Отношение поперечной деформации к осевой определяет вклад силы трения. Оно максимально для образцов с $d/h = 4$ для дентина и $d/h = 2,1$ для эмали. Образцы эмали под нагрузкой, никогда не приобретали бочкообразную форму, но во всех случаях наблюдался их наклон. Какой-либо зависимости угла наклона от d/h отношения обнаружено не было. Оценка истинных напряжений показала, что истинный предел прочности всегда меньше чем условный. Поэтому была проведена корректировка механических характеристик, как на расширение, так и на наклон образца. Следовательно, механические свойства образцов с $d/h = 4$ ($E \approx 4$ ГПа, $\sigma_c \approx 430$ МПа и $\delta \approx 27\%$) и $d/h = 2,1$ ($E \approx 6$ ГПа, $\sigma_c \approx 360$ МПа и $\delta \approx 6\%$) наиболее близки к собственным свойствам дентина и эмали человека, соответственно.

Работа выполнена при поддержке РФФИ №15-08-04073а

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ В РЯДУ ФАЗ Al–Cu–Fe: β -ТВЕРДЫЙ РАСТВОР–АППРОКСИМАНТЫ – ИКОСАЭДРИЧЕСКИЙ КВАЗИКРИСТАЛЛ

Шалаева Е.В.¹, Смирнова Е.О.², Смирнов С.В.², Медведева Н.И.¹, Прекул А.Ф.³,
Селянин И.Е.¹

¹ИХТТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, shalaeva@ihim.uran.ru

²ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, evgeniya@imach.uran.ru

³ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
prekul@imp.uran.ru

Квазикристаллы на основе Al-Tm (переходный металл) имеют высокие модули упругости и твердость, что определяет их применение в качестве упрочняющих фаз и покрытий [1]. Актуальным является вопрос о деформационном поведении этих сплавов и поиск способов их упрочнения в условиях высоких локализованных нагрузок (тест наноиндентирования), при которых они проявляют пластичность в отличие от хрупкого поведения в объемных тестах, а также признаки скачкообразной пластической деформации [2]. При решении этих задач важно исследовать корреляции механических свойств и характеристик химической связи, фактора сложной кластерной структуры [1], а также влияние наноразмерной структуры сплавов.

В работе рассматривается система Al–Cu–Fe, в которой реализуются превращения квазикристалл $\rightarrow$ рациональные аппроксиманты, β -твердый раствор $\rightarrow$ неканонические аппроксиманты, что позволяет изучать свойства в ряду фаз, где признаки сложной кластерной структуры усиливаются. В тестах наноиндентирования для фаз: β -твердый раствор, неканонические аппроксиманты (фазы, упорядоченные на основе β -раствора), рациональные аппроксиманты, икосаэдрический (i) квазикристалл обнаружен последовательный рост упругого модуля, твердости и нарастание вклада скачкообразной деформации, начиная с длинопериодных неканонических аппроксимантов. Результаты анализируются с точки зрения усиления *spd*-гибридизации и ковалентной связи по данным *ab-initio* расчетов электронной структуры и механических свойств.

Влияние наноструктурирования на деформационное поведение и упрочнение исследуется на сплавах Al–Cu–Fe, полученных на различных стадиях превращения i – квазикристалл $\rightarrow$ рациональные аппроксиманты (P1, P2, R), имеющих разнообразную наноразмерную структуру, дефектность, степень квазикристалличности (3D-квазикристалл (i-фаза), 2D-квазикристалл (P1,P2), кристалл (R)). Показано, что деформационное поведение при индентировании (режимы регулярной, не регулярной скачкообразной и полностью монотонной пластической деформации) и соотношение вкладов скачкообразной и монотонной деформации зависят от скорости деформации и однородности наноразмерной структуры сплава. Обнаруженный эффект упрочнения наноструктурированных сплавов сопровождается падением вклада монотонной деформации. Обсуждаются механизмы скачкообразной и монотонной деформации в сплавах с квазикристаллической, аппроксимантной структурой, их вклад в упрочнении.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 16-02-00085.

1. J.M. Dubois, Chem. Soc. Rev. 41 (2012) 6760.

2. S.N. Dub, Yu.V. Milman, D.V. Lotsko, A.N. Belous, J. Mater. Scie. Lett. 20 (2001) 1043.

ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ВО ФРАКТАЛЬНОЙ НАНОСИСТЕМЕ С ПАРАМИ ВИХРЬ-АНТИВИХРЬ

Абрамов В.С.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина,
vsabramov@mail.ru

Рассматривается многослойная наносистема, находящаяся в объемной дискретной решетке $N_1 \times N_2 \times N_3$, узлы которой задаются целыми числами n, m, j . Безразмерное смещение u_2 узлов решетки в слое j с парами вихрь-антивихрь определяется [1, 2] в виде

$$u_2 = k_u^2(1 - 2 \operatorname{sn}^2(u_2 - u_0, k'_u)); \quad k_u^2 = (1 - \alpha)Q^{-1}; \quad k_u^2 + (k'_u)^2 = 1; \quad u_0 = F(\varphi_0; k_u);$$

$$\varphi_0 = \pi n_{\varphi 0}(1 - 2f_s)/4; \quad f_s = s/d; \quad Q = p'_0 + p'_3 j - b_3(j - j_0)^2 j_c^{-2}. \quad (1)$$

Здесь $|\alpha|$ – фрактальная размерность поля деформации u вдоль оси Oz ($\alpha \in [-1; 1]$); k_u – переменный модуль функции эллиптического синуса; u_0 – критическое смещение, зависящее от угла φ_0, k_u ; F – неполный эллиптический интеграл первого рода; d – ширина сужения в ловушке радиуса R ($d \ll R$); s – расстояние между вихрем и антивихрем в паре; $p'_0, p'_3, b_3, j_0, j_c$ – некоторые управляющие параметры. Целые числа $n_{\varphi 0} = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$ определяют набор различных состояний поля деформации с левой ($n_{\varphi 0} > 0$) и правой ($n_{\varphi 0} < 0$) поляризациями. Наличие переменного модуля k_u приводит к гистерезисным явлениям. Описание гистерезиса удобно проводить в терминах функций $M_{\beta 2}, m_{\beta 2}$ (нормированные полусуммы, полуразности усредненных по n, m функций $M_2(j) = \operatorname{Sp}(\hat{p} \hat{u}_2)$)

$$M_{\beta 2} = M'_{\beta 2} + iM''_{\beta 2} = -\beta_{20}[M_2(f_s; n_{\varphi}) + M_2(f_s; -n_{\varphi})]/2;$$

$$m_{\beta 2} = m'_{\beta 2} + i m''_{\beta 2} = -\beta_{20}[M_2(f_s; n_{\varphi}) - M_2(f_s; -n_{\varphi})]/2, \quad (2)$$

где параметр нормировки $\beta_{20} = 1.8505$. Пример поведения гистерезисных кривых для целых $n_{\varphi 0}$ и полуцелых значений n_{φ} для двух значений полуосей $j_c = j_{c1} = 11.8247$ (сплошная линия 1) и $j_c = j_{c2} = 2.9562$ (пунктирная линия 2) дан на рис. 1.

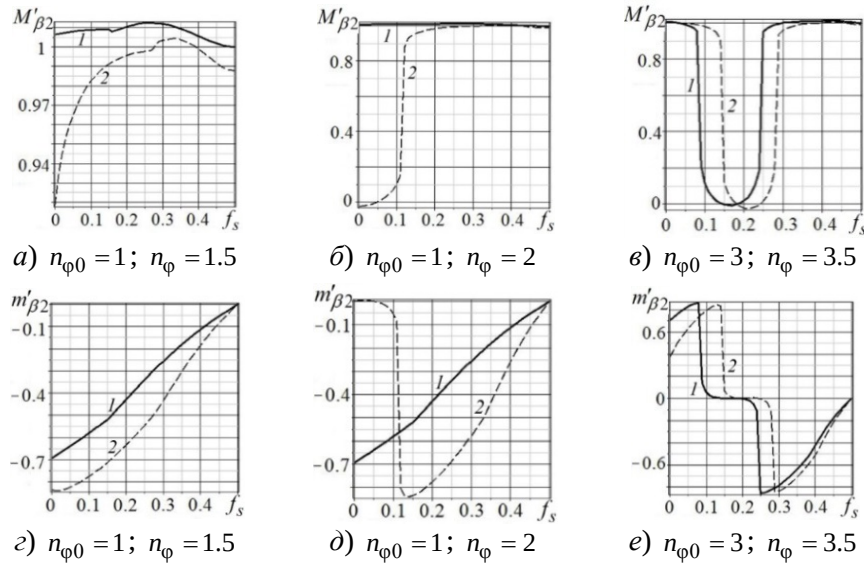


Рис. 1. Поведение $M'_{\beta 2}$ (а, б, в), $m'_{\beta 2}$ (г, д, е) от f_s .

1. Abramov V.S. Transient Processes in a Model Multilayer Nanosystem with Nonlinear Fractal Oscillator. CMSIM Journal, 2015. No. 1. P. 3-15.
2. Абрамов В.С. Бозон Хиггса во фрактальных квантовых системах с активными наноэлементами / Сборник статей IWQO-2015. Москва: МПГУ, 2015. С. 136-139.

ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИИ СВЯЗАННОЙ СИСТЕМЫ: КВАНТОВЫЕ ТОЧКИ ВО ФРАКТАЛЬНОЙ НАНОЛОВУШКЕ

Абрамова О.П., Абрамов С.В.

Донецкий национальный университет, Донецк, Украина,
oabramova@ua.fm

Рассматривается многослойная наносистема, находящаяся в объемной дискретной решетке $N_1 \times N_2 \times N_3$, узлы которой задаются целыми числами n, m, j . Исследуется поведение поля деформации связанных систем: фрактальная наноловушка (ФНЛ) – фрактальная структура (ФС) [1, 2]. В качестве ФНЛ рассматривается фрактальная расщепленная дислокация (ФРД). В качестве ФС рассматриваются одна (ФКТ) или две (ФКТ1 и ФКТ2) квантовые точки. Поведение поля деформации для связанных систем существенно отличается от поведения поля деформации как отдельной ловушки, так и фрактальных структур. Это объясняется влиянием стохастических процессов друг на друга в результате решения нелинейных уравнений методом итераций для связанных систем. Наблюдаются эффекты смещения фрактальных структур внутри ловушки при изменении параметра фрактальной структуры от слоя к слою или в отдельном слое во времени. При этом существенно изменяется тонкая квазипериодическая структура внутри ловушки, дополнительно появляется тонкая структура вне ловушки. Пример поведения двух ФКТ в ФНЛ (ФРД) дан на рис. 1.

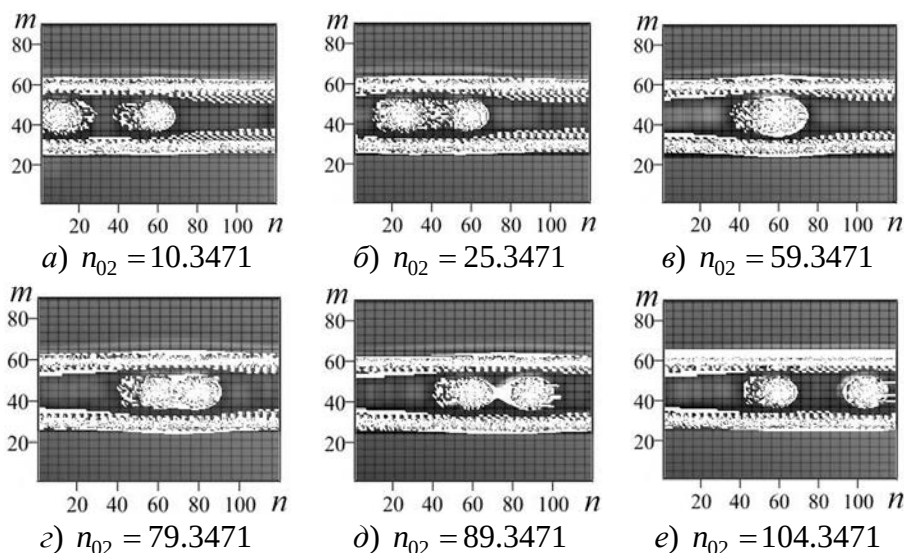


Рис. 1. Перемещение ФКТ1 внутри ФРД. Сечение смещения $u \in [-0.001; 1]$ (вид сверху)

Фрактальная квантовая точка ФКТ2 является неподвижной, а ФКТ1 перемещается внутри наноловушки за счет изменения управляющего параметра n_{02} . Ядра расщепленной дислокации локализованы вблизи значений $m = 30$ и $m = 60$. Прямой (для ФКТ1, «хвосты» справа относительно ядра, рис. 1 а) и обратный (для ФКТ2, «хвосты» слева относительно ядра, рис. 1 а) итерационные процессы для двух квантовых точек в наноло-

вушке также влияют друг на друга. При сближении квантовых точек их «хвосты» перекрываются (рис. 1 б), и наблюдается ярко выраженное стохастическое поведение между ними. Когда ядра квантовых точек перекрываются, то амплитуды смещений резко возрастают (рис. 1 в). Когда ФКТ1 проходит ФКТ2, область перекрытия ядер квантовых точек уменьшается (рис. 1 г) и между ними образуется сужение (рис. 1 д).

1. Abramova O.P., Abramov S.V. Fractal nanotraps based on quasi-two-dimensional fractal structures / In book Dynamical Systems Theory, Poland, Lodz, 2013. P. 71 - 80.
2. Abramova O.P., Abramov S.V. Coupled Fractal Nanosystem: Trap – Quasi-two-dimensional Structure. Nonlinear Dynamics and Systems Theory, 2015. V. 15, No. 1. P. 4 - 13.

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ИЗ СТАЛИ 20ГЛ

Никулин С.А.¹, Огуенко В.Н.², Рожнов А.Б.¹, Рогачев С.О.¹, Заболотникова В.И.¹

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²ОАО «ВНИКТИ», г. Москва, Россия

wiki.zabo@gmail.com

Боковые рамы тележек грузовых вагонов представляют собой отливки сложной конфигурации и изготавливаются из литой низкоуглеродистой стали 20ГЛ по ГОСТ 32400-2013. При изготовлении боковые рамы подвергаются нормализации или нормализации с отжигом I рода, обеспечивающим феррито-перлитную структуру и приемлемые механические свойства. Тем не менее, боковые рамы подвержены разрушению при эксплуатации железнодорожных вагонов, в том числе часто приводящим к крушениям поездов. Сопротивление разрушению и усталостную прочность боковых рам можно повысить за счет упрочняющей термической обработки поверхностных слоев металла методом объемно-поверхностной закалки (ОПЗ). Такая обработка, применяемая к ряду ответственных деталей железнодорожного транспорта, позволяет создать градиент прочности по сечению изделия и обеспечить наличие внутренних сжимающих напряжений поверхностных слоев.

Влияние ОПЗ на усталостную прочность боковых рам исследовали при испытаниях вырезанных из них фрагментов. Циклическое нагружение осуществляли до излома фрагментов на базе циклов нагружения 2×10^6 , циклическая нагрузка в диапазоне $P_{max} - P_{min} = 20 - 8$ тс с частотой 5–7 Гц. Испытывали не менее шести фрагментов каждого технологического варианта термической обработки и после испытаний сопоставляли количество циклов до излома фрагментов боковых рам, упрочненных ОПЗ, и в исходном состоянии после нормализации.

Анализ результатов циклических испытаний показал, что предел выносливости фрагментов боковых рам после ОПЗ превысил предел выносливости после нормализации более чем на 10 %, а при максимальной нагрузке цикла $P_{max} = 20$ тс способность фрагментов противостоять зарождению и развитию усталостных трещин после ОПЗ в 3 раза выше, чем после нормализации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (Соглашение № 14.581.21.0009 от 03.10.2014, уникальный идентификатор № RFMEFI58114X0009).

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ, ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ СКАНДИЙ

Маликов А.Г., Иванова М. Ю.

*ФГБУН Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия
smalik@ngs.ru*

В производстве пассажирских широкофюзеляжных самолетов используется технология заклепочного соединения деталей, с использованием миллионов заклепок. Данная технология обладает повышенной трудоёмкостью, а процесс сопровождается значительным шумом и вибрацией. Использование клепанных конструкций обусловлено необходимостью обеспечения высоких прочностных и усталостных характеристик соединений, что имеет первостепенное значение для авиационной техники. На современном этапе развития технологий заклёпочное соединение, уступает место сварке, обеспечивающей большую производительность процесса, полную автоматизацию и управление, универсальность и экологическую чистоту.

Повышение весовой эффективности перспективных изделий авиационно-космической техники на сегодняшний момент, возможно за счет применения нового поколения алюминиевых деформируемых сплавов пониженной плотности, легированных литием и скандием, который улучшает процесс сварки и повышает прочностные характеристики сварного соединения.

В работе исследуется процесс лазерной сварки алюминиевого сплава 1424 [1] системы Al–Mg–Li и алюминиевого сплава 1469 [2] системы Al–Cu–Li, легированных скандием. В настоящее время все существующие методы создания неразъемных соединений данных алюминиевых сплавов с помощью сварки плавлением, не обеспечивают прочность сварного шва, сравнимую с прочностью основного материала.

Основной целью работы является, получение уровня прочности сварного соединения близкого к прочности основного сплава. В работе исследовано влияние энергетических режимов лазерной сварки на прочностные свойства сварного соединения. Произведен анализ сварного соединения на субмикронном уровне. С целью повышения прочностных характеристик сварного соединения произведено структурирование данных сплавов с помощью различных видов холодной пластической деформации и ударной пластической деформации, обеспечивающих формирование мелкодисперсной структуры и повышение механических свойств.

Результаты проведенных экспериментов показали, что пластическая деформация влияет на прочностные характеристики сварного шва алюминиевого сплава 1424 системы Al–Mg–Li 1469 системы Al–Cu–Li, легированных скандием.

При этом изменение величины прочности сварного соединения, в зависимости от степени деформации по толщине различное, для данных алюминиевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта президента МК -5749.2016.8.

1. Патент РФ 2133295. Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Каблов Е.Н.(RU) и др. Сплав на основе алюминия и способ его термической обработки. Оpubл. 20.07.1999
2. Патент РФ 2237098 Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: Фридляндер И.Н., Каблов Е.Н., Грушко О.Е., Боровских С.Н., Иванова Л.А. Оpubл. 24.07.2003.

ТОНКАЯ СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn

Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю., Родионов Д.П., Белослудцева Е.С.,
Казанцев В.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

Yulia_kh@imp.uran.ru

Методами оптической, сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что при охлаждении монокристалла сплава Ni₄₉Mn₅₁ ниже температуры $\beta \rightarrow \theta$ (ОЦК $\rightarrow$ ГЦТ) превращения образуется псевдомонокристалл, имеющий при комнатной температуре структуру L1₀ тетрагонального мартенсита с параметрами $a = 3.732 \text{ \AA}$, $c = 3.537 \text{ \AA}$ и степенью тетрагональности $c/a = 0.94775$.

На основе дилатометрических данных впервые для сплава Ni₄₉Mn₅₁, находящегося в псевдомонокристаллическом состоянии, определены температуры прямого и обратного превращений B2 $\leftrightarrow$ L1₀: $M_s = 640^\circ\text{C}$, $M_f = 625^\circ\text{C}$, $A_s = 660^\circ\text{C}$, $A_f = 680^\circ\text{C}$.

Проведен анализ кристаллогеометрических особенностей формирования мартенситного пакета, формирующегося в процессе B2 $\rightarrow$ L1₀ перехода. С использованием метода EBSD установлено, что в соседних пакетах всегда присутствуют три сорта пластин тетрагонального мартенсита, находящихся в двойниковом положении и различающихся направлением оси тетрагональности.

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг на просвет подтверждает данные, полученные методом EBSD анализа. По данным электронно-микроскопического анализа пакеты состоят из чередующихся пластин тетрагонального мартенсита двойниковой ориентации. На электронно-дифракционной картине, снятой с участка структуры, содержащего несколько пластин мартенсита, присутствуют рефлексы L1₀ фазы, принадлежащие четырем разным ориентировкам. Эти ориентировки находятся попарно в двойниковом положении. Плоскости габитуса двойников имеют ориентацию, близкую к $\{111\}L1_0 \parallel \{101\}B2$. Внутри отдельно взятой пластины тетрагонального мартенсита также происходит двойникование, но размер образующихся двойников на порядок меньше (нанодвойники). Плоскости габитуса нанодвойников $\{111\} < 11\bar{2} > L1_0 \parallel \{101\} < 10\bar{1} > B2$.

Следует также обратить внимание на отсутствие дислокаций в кристаллах L1₀ тетрагонального мартенсита в исследованном псевдомонокристалле, что свидетельствует о термоупругом механизме B2 $\leftrightarrow$ L1₀ перехода. Известно, что пластины нетермоупругого мартенсита характеризуются высокой плотностью дислокаций.

После гомогенизирующего отжига сплава Ni₄₉Mn₅₁ и закалки происходит перекристаллизация с образованием крупных зерен размером около 200 μm . Пакетная структура ГЦТ-мартенсита при этом сохраняется, но размеры пакетов, сформированных в пределах отдельного зерна, уменьшаются в 2-3 раза по сравнению с исходным псевдомонокристаллом. Толщина мартенситных пластинок в пакете коррелирует с размерами пакета.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура», № 01201463331, при частичной поддержке РФФИ № 16-03-00043.

СОЗДАНИЕ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ МЕДИ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия
Yulia_kh@imp.uran.ru*

При создании лент-подложек из тройных медных сплавов с острой кубической текстурой обоснованно обращение к медно-никелевым сплавам с содержанием до 45% никеля. В этих сплавах удастся сохранить немагнитное состояние при $T = 77$ К и достичь существенного упрочнения. Медно-никелевая база Cu–Ni обладает также значительно более высокой коррозионной стойкостью, чем чистая медь.

В качестве легирующих добавок к медно-никелевой базе были выбраны Fe, Cr и V. Исследован ряд прецизионных тройных сплавов, выплавленных в атмосфере инертного газа на основе бескислородной меди марки Cu06 чистотой 99.95%. В числе этих сплавов (в вес.%): Cu–40%Ni–1.4%Fe, Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.1%V, а также близкий по составу к промышленному константану сплав Cu–40%Ni–1.3%Mn. Для выплавки сплавов использовали никель чистотой 99.99%, железо – 99.8%, марганец – 99.5%, хром и ванадий – не ниже 99.94%. Холодную деформацию заготовок осуществляли прокаткой до толщины 100–80 мкм. Общая степень холодной деформации составляла 98.6–99%.

Анализ компонентного состава текстуры деформации показал, что легирование медно-никелевого сплава любым из перечисленных элементов: Cr, Fe или V не приводит к изменению типа текстуры деформации в сторону снижения склонности к образованию кубической текстуры рекристаллизации при отжиге сплава. Во всех сплавах сумма компонент (S+C), благоприятных для образования кубической текстуры при последующем рекристаллизационном отжиге, даже больше, чем в чистой меди.

Рекристаллизационные отжиги для получения кубической текстуры проводили в вакууме $(2\div3)\cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст. в течение 1 ч при температурах 950, 1000, 1050 и 1100°C. При всех использованных режимах рекристаллизационного отжига в исследованных тройных сплавах формировалась совершенная кубическая текстура. Оптимальная температура рекристаллизационного отжига составляет 1000–1050°C, 1 ч. В процессе такого отжига в лентах формируется квазимонокристаллическая текстура с долей кубических зерен более 99%.

Предел текучести тройных сплавов достигает 100 МПа и более в зависимости от технологических параметров изготовления ленты-подложки. Достигнутый уровень предела текучести тройных сплавов в ~4 раза превышает предел текучести ленты из чистой меди и на ~20% выше аналогичного показателя для ленты из бинарного сплава Cu–40% Ni.

Итак, продемонстрирована возможность создания лент-подложек из многокомпонентных сплавов на базе бинарного Cu–40% Ni, дополнительно легированного 3d-переходными металлами: Cr, Fe или V. Эти добавки приводят к упрочнению базового бинарного сплава Cu–40% Ni, при сохранении остроты кристаллографической текстуры и немагнитности при рабочих температурах высокотемпературного сверхпроводника (77 К).

Работа выполнена при поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-16 и гранта РФФИ № 16-03-00043.

ТРАНСФОРМАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Pd–In–Ru В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ПОСЛЕ ГИДРИРОВАНИЯ

Акимова О.В.* , Велигжанин А.А.** , Щетинин И.В.***

*Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова,

** НИЦ "Курчатовский институт", Москва

*** НИТУ "МИСИС" "Центр рентгеноструктурных исследований", Москва

akimova@physics.msu.ru, alexey.veligzhanin@gmail.com, ingvar@misis.ru

Изучение изменений структуры металлов и сплавов в результате их гидрогенизации - актуальная область исследований, необходимых в контексте задач разработки и обеспечения безопасности различных технологических процессов. Следует отметить, что рентгеноструктурные исследования поликристаллических веществ обладают неоспоримым преимуществом как не разрушающие материал методы, предоставляющие большой объем информации о структуре. Сплавы на основе палладия отличаются уникально высокой избирательной проницаемостью к водороду, что обусловило применение их в качестве диффузионных фильтров-мембран в различных технологических процессах, к примеру, при получении чистого кремния [1] либо водорода высокой степени чистоты [2].

Как известно, физические свойства поликристаллических веществ, представляющих скопление большого числа хаотически ориентированных кристаллитов, в свою очередь состоящих из блоков различной ориентации, в значительной степени зависят от параметров тонкой структуры – размеров (D) составляющих блоки областей когерентного рассеяния (ОКР) и величины микронапряжений (ϵ) в них. Целью настоящей работы являлось проведение на синхротронном излучении (СИ) рентгеновских исследований структурного состояния твердого раствора Pd–In–Ru перед электролитическим гидрированием (ЭГ) и состояния длительной релаксации после него (58500 часов). Дифракционные спектры регистрировались двумерным детектором MarCCD165 в геометрии «на прохождение». Первичные дифракционные спектры в виде колец усреднялись и преобразовывались к традиционному виду: угол дифракции –интенсивность (рис.1).

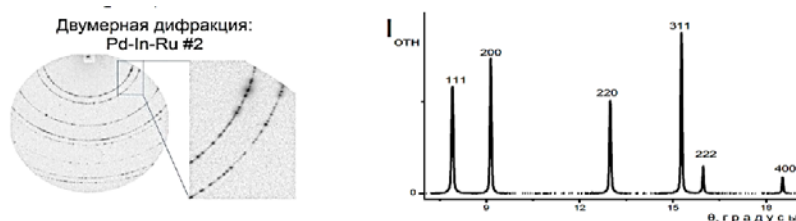


Рис.1. Преобразование первичных дифракционных спектров

В результате эксперимента было установлено превалирующее влияние экстинкции на дифракционную картину до ЭГ и усиление влияния дефектов I-ого рода после ЭГ и длительной релаксации сплава. На основе полученных результатов определены изменения тонкой структуры твердого раствора Pd–In–Ru в процессе длительной релаксации после электролитического гидрирования. Выявлены изменения плотности дислокаций, хаотически распределенных в ОКР, и состояния малоугловых границ блоков. Установленные изменения состояния дислокационной подсистемы при релаксации твердого раствора Pd–In–Ru, по-видимому, стремятся привести систему к некоторому минимуму внутренней энергии

1. Фалькевич З.С., Пульнер Э.О. и др. Технология полупроводникового кремния. М.: издательство "Металлургия", 1992, 408 стр.
2. Бурханов Г.С., Горина Н.Б., Кольчугина Н.Б., Рошан Н.Р. // Журн. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева. 2006. Т. L. № 4. С. 36.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ОДНОФАЗНЫХ СПЛАВОВ Ni–Cr_x (X = 2–12.5 АТ.%) ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Костина А.Е., Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
highpress@imp.uran.ru

Формирование однородной субмикро- и нанокристаллической (СМК и НК) структуры при деформации связано с последовательной эволюцией структурообразования: формирование ячеистой дислокационной структуры, а при дальнейшей деформации – развитие ротационных мод. Такая последовательность наблюдается в материалах с достаточно высокой энергией дефекта упаковки (ЭДУ). В материалах с низкой ЭДУ деформация приводит к возникновению полосовых структур, деформационному двойникованию и сдвиговым фазовым превращениям. Эти механизмы деформации препятствуют образованию однородной СМК и НК структуры. Другим процессом, затрудняющим измельчение структуры, является динамический возврат. Его роль в формировании дисперсной структуры была показана на примере никеля чистотой 99.98%, деформированного сдвигом под давлением. Уменьшить влияние возврата можно, снизив подвижность дислокаций за счет легирования. Известно, что в сплаве Ni–Cr повышение содержания Cr приводит к снижению ЭДУ, что проявляется в изменении типа текстуры деформации. Предельное содержание Cr, при котором смены текстуры еще не происходит, составляет 13 ат.%. Поэтому в работе исследованы сплавы с содержанием Cr от 2 до 12.5 ат.%.

Деформацию сплавов осуществляли в наковальнях Бриджмена под давлением 8 ГПа при комнатной температуре с истинной деформацией (ϵ) от 0.5 до 10. Деформацию рассчитывали с учетом осадки, которая зависит от угла поворота наковальни и расстояния до центра образца. Твердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.5 Н. Значения твердости, полученные на разных образцах, усредняли по интервалам логарифмической деформации $\Delta\epsilon = 0,4$. Структуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии. Калориметрические исследования проводили с помощью термоанализатора STA 449 F3 со скоростью нагрева 20°C/мин в интервале температур 25–1000°C.

Во всех сплавах происходит изменение структуры от ячеистой к СМК через стадию смешанной структуры. Наибольшее деформационное упрочнение наблюдается в сплаве с 12.5 %Cr. Для выделения стадий деформации строили зависимости твердости от корня квадратного из ϵ . Стадию ячеистой структуры по этой зависимости зафиксировать не удалось, вероятно, ей соответствуют меньшие деформации, чем реализуемые при сдвиге под давлением. Деформация, при которой происходит смена типа структуры, во всех сплавах оказалась близкой. Переход на стадию СМК структуры происходит при $\epsilon = 8.5 \pm 0.3$. Для всех сплавов при переходе от смешанной структуры к СМК увеличивается коэффициент повышения твердости (0.2 ГПа/ед. логарифмической деформации и 0.5 ± 0.1 соответственно). Максимальное измельчение происходит в сплавах с содержанием Cr 5 и 12.5%, после $\epsilon = 9$ $d_{cp} = 0.08$ мкм (в чистом никеле и в сплаве с 2%Cr $d_{cp} = 0.14$ мкм). При калориметрическом исследовании в сплаве с 12.5% Cr тепловой эффект не был зафиксирован. В сплаве с 2%Cr тепловыделение происходит в интервале 520–720°C и температура пика не зависит от величины деформации. Запасенная энергия деформации непрерывно возрастает с увеличением деформации до $\epsilon = 8.6$, на стадии СМК структуры ($\epsilon = 9.3$) снижается.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 16-33-00446_мол_а).

РАЗРАБОТКА ТЕРМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ОДНОФАЗНЫХ ГЦК СПЛАВОВ Cu–Pd, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬЮ

Костина А.Е., Новикова О.С., Волков А.Ю.

ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия
kostina_a@imp.uran.ru

Медь и ее сплавы широко используются в промышленности в качестве проводниковых материалов в различных электрических приборах и электронных устройствах. Чтобы уменьшить размер и вес изделий, сплавы должны обладать высокой электропроводностью, а также повышенными прочностными свойствами без потери обрабатываемости. Одним из способов упрочнения меди является легирование. Известно, что добавка даже небольшого количества палладия повышает прочностные свойства и коррозионную стойкость меди. Однако, сплавы медь-палладий с малым содержанием палладия (менее 11 масс.%) ранее практически не исследовались. Целью данной работы является исследование физико-механических свойств сплавов Cu–Pd, содержащих от 0.5 до 8 ат.% палладия.

Образцы исследуемых сплавов деформировались прокаткой или волочением при комнатной температуре от слитка диаметром 8 мм до проволоки диаметром 0.22 мм (для резистометрии), диаметром 1,5 мм (для механических испытаний на растяжение) и пластинок толщиной 0.2 мм (для рентгеноструктурного анализа и измерений микротвердости). Часть деформированных образцов подвергалась рекристаллизационной обработке при температуре 700°C с последующей закалкой в воде. Таким образом, в работе исследовались образцы в двух исходных состояниях: закаленном и сильно деформированном. Образцы затем подвергались отжигам различной продолжительности в интервале температур 200–400°C.

По результатам рентгеноструктурных исследований сделан вывод о том, что во всех исследованных сплавах формируется ГЦК твердый раствор. Обнаружено, что прочностные свойства исследуемых сплавов выше, чем у чистой меди, и они растут с увеличением содержания палладия. Так же введение палладия приводит к повышению температуры рекристаллизации, что положительным образом влияет на термическую стабильность структуры. К примеру, добавка 0.5 ат.% палладия расширяет температурный интервал стабильности структуры на 100° и повышает предел текучести на ≈20% при минимальной потере электропроводности (78% IACS). При резистометрическом изучении «тонкой структуры» закаленных сплавов Cu–4.6ат.%Pd и Cu–5.9ат.%Pd выявлены аномалии в изменении электрического сопротивления в ходе изотермических отжигов [1]. Сделан вывод о возможности формирования в этих сплавах кластеров с ближним атомным порядком или возникновения зародышей упорядоченной фазы. Таким образом, исследуемые сплавы Cu–Pd представляют очевидный интерес для практических приложений, так как имеют повышенные прочностные свойства, удовлетворительную электропроводность и более высокую температуру рекристаллизации по сравнению с чистой медью.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327) и при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-33-00446_мол_а).

1. Волков А.Ю., Новикова О.С., Костина А.Е., Антонов Б.Д. // ФММ, 2016, Т.117, № 7 (в печати).

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

¹Галиева Э.В.*, ¹Ахунова А.Х., ²Дроздов А.А., ³Аргинбаева Э.Г., ⁴Жиалова М.Ю.

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, г. Москва.

³ФГУП ГНЦ ВИАМ, г. Москва.,

⁴ФГБОУ ВПО «УГАТУ», г. Уфа

[*Galieva_elvina_v@mail.ru](mailto:Galieva_elvina_v@mail.ru)

Сварка с применением давления осуществляется за счет пластической деформации свариваемых частей при температуре ниже температуры плавления [1]. С помощью сварки давлением можно получать качественные соединения в условиях ограниченного и регулируемого теплового воздействия и, следовательно, управлять физико-химическими процессами, приводящими к образованию соединения, и сохранять исходные свойства свариваемых металлов. В настоящее время одним из наиболее перспективных методов получения неразъемных соединений является сварка давлением в условиях сверхпластичности (СП) [2]. Этот метод позволяет получить качественное твердофазное соединение (ТФС) без существенного изменения структуры исходного материала [2, 3]. В настоящей работе изучены микроструктурные изменения и напряженно-деформированное состояние в зоне твердофазного соединения при традиционной (высокотемпературной) сварке давлением. Результаты анализа напряженно-деформированного состояния в зоне ТФС при сварке давлением образцов свидетельствуют, что в центральной зоне ТФС при сварке давлением по схеме одноосного сжатия развитие пластической деформации затруднено, что подтверждается экспериментальными данными. В работе экспериментально показано, что сварка давлением в условиях СП является эффективным методом получения неразъемных соединений сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al с высоколегированными жаропрочными никелевыми сплавами типа ЭП975. Обнаружено, что термическая обработка приводит к монотонному изменению фазового состава в области твердофазного соединения, в которой образуется диффузионная зона, представляющая собой высоколегированный γ -твердый раствор переменного состава на основе никеля.

Установлено, что прочность полученного твердофазного соединения интерметаллидных сплавов типа ВКНА с никелевым сплавом ЭП975 при комнатной температуре составляет $\sim 0,4\text{--}0,9 \sigma_{\text{в}}$ от прочности интерметаллидного сплава. Максимальные значения прочности наблюдаются после термической обработки.

1. ГОСТ 2601-84. – Сварка металлов термины и определения основных понятий. Введ. с 01.07.85. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 57с.
2. Лутфуллин Р.Я., Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов Часть I. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость сверхпластичных сплавов. //Письма о материалах, 2011г., т1, с 59...64. - ISSN 2218-5046.
3. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. – М.: Машиностроение, 1976. – 312с.

СТРУКТУРА И ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr–Nb

Степанова Е.Н.¹, Грабовецкая Г.П.², Булышко Д.Ю.², Дубровская А.С.¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,

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

enstepanova@tpu.ru

Эффективным способом повышения прочностных характеристик металлических поликристаллов при невысоких гомологических температурах является измельчение зерна до субмикронных размеров (размер зерна $d < 1$ мкм). Однако уменьшение размера зерен не всегда приводит к повышению сопротивления ползучести материала.

В работе проведены сравнительные исследования закономерностей ползучести циркониевого сплава Zr–1 мас.% Nb (далее Zr–1Nb) в мелкозернистом ($d_{ср} \sim 3$ мкм) и ультрамелкозернистом ($d_{ср} \sim 0,3$ мкм) состояниях при температуре 673 К.

Установлено, что в интервале скоростей $10^{-7} - 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на кривых ползучести исследуемого сплава Zr–1Nb в обоих состояниях наблюдаются три стадии ползучести: неустановившаяся, установившаяся и ускоренная. В указанном интервале скоростей установившейся ползучести значения мгновенной деформации сплава в ультрамелкозернистом состоянии в 3–4 раза меньше по сравнению с соответствующими значениями для мелкозернистого состояния. На стадии установившейся ползучести на предварительно полированной поверхности образцов сплава в мелкозернистом состоянии в отдельных зернах наблюдаются линии скольжения, направление которых связано с кристаллографией зерен. Особенностью деформационного рельефа образцов сплава Zr–1Nb в ультрамелкозернистом состоянии при ползучести на установившейся стадии по сравнению с мелкозернистым состоянием является наличие ступенек на границах зерен, связанное с развитием зернограничного скольжения.

Соотношение между значениями скорости установившейся ползучести сплава в мелкозернистом и ультрамелкозернистом состояниях зависит от приложенного напряжения. Для исследованных структур и используемых условий испытания скорости установившейся ползучести сплава в обоих состояниях при напряжении 160 МПа в пределах ошибки измерения совпадают. При больших напряжениях значения скорости установившейся ползучести сплава в ультрамелкозернистом состоянии меньше, а при меньших напряжениях больше соответствующих значений скорости установившейся ползучести для мелкозернистого состояния.

Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения сплава Zr–1Nb в обоих состояниях описывается степенным законом ползучести. Значение показателя чувствительности к напряжению (n) для сплава в мелкозернистом состоянии при указанной температуре испытания составляет $\sim 7,6$. Такие значения показателя n характерны для циркониевых сплавов, деформация которых осуществляется переползанием дислокаций, контролируемым объемной самодиффузией циркония. Формирование в сплаве Zr–1Nb ультрамелкозернистого состояния приводит к уменьшению значения показателя n до ~ 3 , что может быть связано с активизацией такого механизма деформации, как скольжение по границам зерен, контролируемого зернограничной диффузией, и увеличением его вклада в общую деформацию материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-03823).

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА И ПОЛИЭТИЛЕНА

Зиннурова Л.Х., Задорожный В.Ю., Чуков Д.Э., Чурюканова М.Н.,
Горшенков М.В., Степашкин А.А., Задорожный М.Ю., Калошкин С.Д.,
Стругова Д.В.

Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС",
Москва Россия,
zadorozhnyyvlad@gmail.com

Металлические стекла имеют чрезвычайно высокую прочность, коррозионную стойкость, твердость, износостойкость и магнитную упругость (мягкость). В свою очередь, полимерные материалы имеют высокую пластичность и низкую плотность. Таким образом, получение нового класса легкого, пластичного и высокопрочного материала на основе металлического стекла и полимера поможет решить проблемы, связанные с улучшением механических свойств конструкционных материалов.

Металлическое стекло на основе магния может послужить хорошим конструкционным материалом благодаря низкому весу и относительно высоким механическим свойствам. Также, такое металлическое стекло обладает хорошими биомедицинскими свойствами и может быть использовано в качестве биоразлагаемых имплантатов.

Таким образом, цель нашей работы состояла в разработке научных основ и способов повышения прочностных механических характеристик, пластичности и вязкости разрушения конструкционных и функциональных материалов на основе металлического стекла и полимера.

В настоящей работе исследован композиционный материал на основе полиэтилена высокой плотности (ПЭВП), армированный металлическим стеклом $Mg_{67,5}Ca_5Zn_{27,5}$ посредством механической активации с последующей экструзией или консолидацией (прессованием) композитного порошка. Процедуры экструзии и прессования выполнялись при температуре вязкого течения обоих материалов (между температурами стеклования (T_g) и температуры кристаллизации (T_x)), так как выбранные материалы имеют почти одинаковую температуру перехода в вязкотекучие состояние. В рамках проведения работы получены следующие результаты [1]:

1. Предложен метод получения композиционных образцов путём совместной экструзии смеси порошков металлического стекла и полимера в температурном интервале, между температурой начала стеклования (T_g) и кристаллизации (T_x).

2. Показано, что предварительная обработка аморфного металлического стекла силаном, способствует образованию химических связей между поверхностями частиц металлического стекла и полимера. Образование таких химических связей улучшает взаимодействие между частицами, что подтверждается относительным увеличением модуля упругости, теплопроводности, а также появлением у такого композиционного материала относительно высокой размерной стабильности, по сравнению с чистым полимером, что имеет высокую важность, например, для биомедицинских материалов.

Работа выполнена при софинансировании Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 г (грант No. K2-2015-073) и по проекту РФФИ (грант № 15-32-70003).

1. M.Yu. Zadorozhnyy, et. al. Materials & Design 92 (2016) 306-312.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Задорожный В.Ю., Щетинин И.В., Железный М.В., Горшенков М.В.

Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС",
Москва, Россия
zadorozhnyyvlad@gmail.com

Титановые сплавы сочетают в себе высокий комплекс физико-механических свойств, в том числе высокую прочность в широком диапазоне температур, относительно низкую плотность и высокую устойчивость к коррозии. В зависимости от области применения титановых сплавов, требуемые прочностные свойства можно получить путем формирования специфической микроструктуры и фазового состава. В данной работе представлен анализ структуры и механических свойств низколегированных титановых сплавов, полученных двухсторонней ковкой. Показано:

1. Низколегированные титановые сплавы, полученные двухсторонней ковкой, обладают относительно высоким уровнем механических свойств (рис. 1, а), благодаря субмикро- и нанокристаллической структуре (рис. 1, b) [1, 2].

2. Механические свойства исследуемых сплавов зависят от размеров зёрен, приобретённых в процессе двухстороннейковки. Формирование крупнозернистости в структуре образцов при проведении двухстороннейковки приводит к ухудшению механических свойств исследуемых сплавов (уменьшению прочности и пластичности на растяжение). Во время двухстороннейковки происходит динамическая рекристаллизация, но не всегда этот процесс завершается образованием мелких равноосных зёрен. Одновременное наличие в образце мелких равноосных зёрен и крупных вторичных зёрен может привести к ухудшению механических свойств [3].

3. Легирование исследуемых титановых сплавов малыми добавками благородных металлов способствует повышению их биологической совместимости при сохранении механических свойств, приобретённых в процессе двухстороннейковки (рис. 1, c-e).

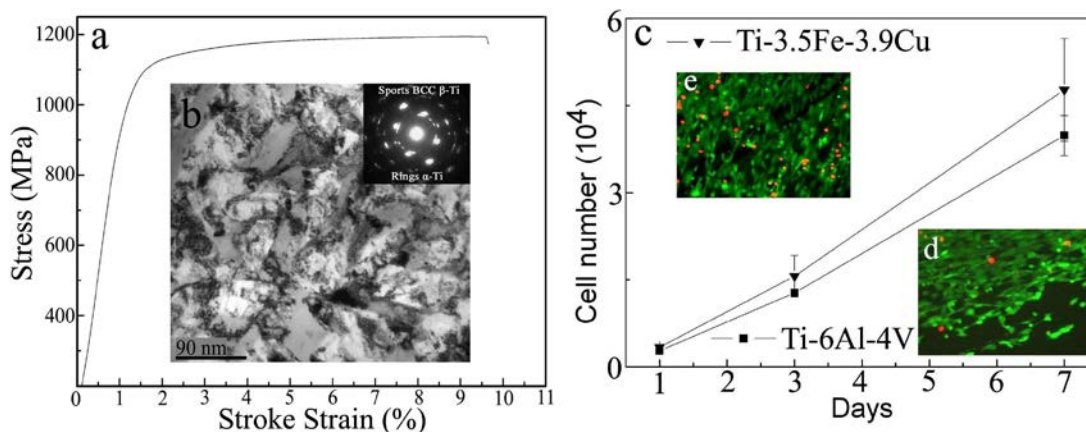


Рис. 1. Механические свойства при испытании на растяжение низколегированного титанового сплава Ti–3.5Fe–3.9Cu, полученного двухсторонней ковкой (а), ПЭМ субмикроструктурного зерна β -Ti фазы и нанокристаллического зерна α -Ti фазы (b), Пролиферация и фенотип клеток на поверхности исследуемых сплавов (c-e). $P < 0.05$.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-32-70003.

1. V. Yu. Zadorozhnyy, et. al. Mat. Sci. Eng. A. 551 (2012) 82-86.
2. V. Yu. Zadorozhnyy, et. al. Mat. Sci. Eng. A. 614 (2014) 238-242.
3. V. Yu. Zadorozhnyy, et. al. Mat. Sci. Eng. A. 632 (2015) 88-95.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Павлов М.Д.¹, Задорожный В.Ю.¹, Калошкин С.Д.¹, Чирком А.М.², Стругова Д.В.¹

¹НИТУ "МИСиС", Москва, Россия

²Вятский лазерный инновационно-технологический центр, Киров, Россия

zadorozhnyyvlad@gmail.com

Разработка новых методик нанесения и обработки покрытий является перспективной задачей. Особый интерес представляют покрытия на основе интерметаллических соединений NiAl, TiAl и NiTi, так как интерметаллические покрытия обладают высокой твердостью, износостойкостью, низким коэффициентом трения и стойкостью к окислению при высоких температурах. В данной работе было предложено совместить метод механоактивационного нанесения покрытий и лазерную термическую обработку.

Лазерная обработка заменила стандартный отжиг. Подобный метод термической обработки не оказывает воздействия на всю деталь, а структурные изменения происходят только в поверхностном слое. Это важно, если требуется сохранить свойства материала из которого изготовлена деталь и улучшить только поверхность.

В ходе работы были получены однородные интерметаллические покрытия с высокой степенью адгезии к подложке (рис. 1). Были использованы подложки из стали, титана, алюминия и никеля. Результатами исследования подтверждено, что лазерная обработка покрытий, нанесенных методом механохимического синтеза (МХС), формирует интерметаллические структуры на поверхности образцов [1–4].

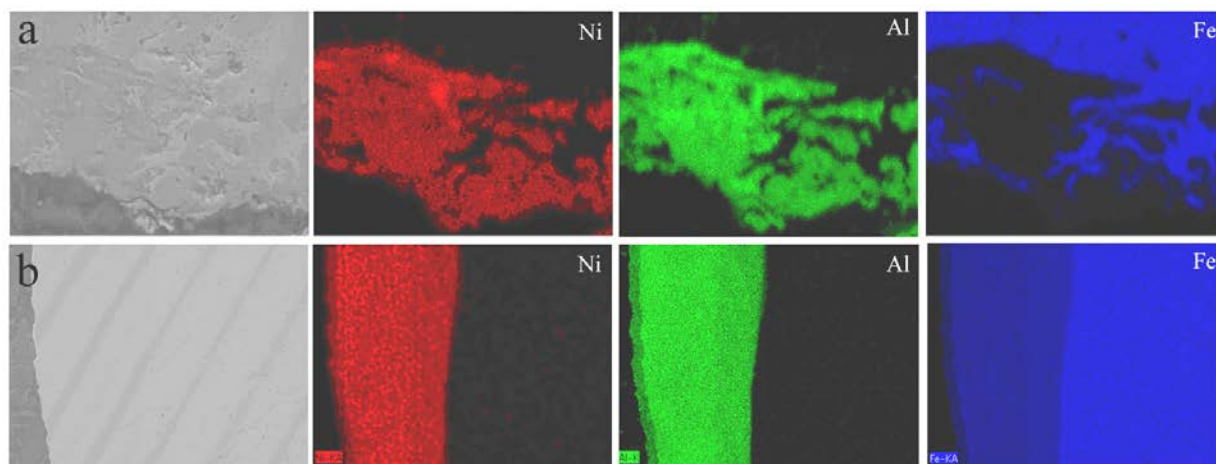


Рис. 1. Результаты сканирующей электронной микроскопии поперечного сечения образца с нанесённым, методом МХС на стальную подложку, NiAl интерметаллическим покрытием: до (a) и после (b) лазерной обработки поверхности.

Работа выполнена при софинансировании Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 г. и гранту № 11.2594.2014 / К.

1. V. Zadorozhnyy, et. al. J. Alloy. Compd. 509S (2011) S507-S509.
2. V. Zadorozhnyy, et. al. Metall. Mater. Trans. A. 44 (2013) 1779-1784.
3. V. Zadorozhnyy, et. al. J. Alloy. Compd. 586 (2014) S373-S376.
4. V. Zadorozhnyy, et. al. Surf. Coat. Technol. 281 (2015) 157-163.

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ, ЭЛЕКТРОННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАРБИДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ И СПЛАВОВ

Медведева Н.И.

Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия
medvedeva@ihim.uran.ru

Представлены теоретические подходы на основе первопринципных методов функционала электронной плотности для исследования микроскопических механизмов, регулирующих деформацию и разрушение сплавов железа с карбидными и углеродными частицами. Для карбидов M_xC_y (M – переходные металлы) и Fe матрицы установлено влияние легирующих добавок, легких примесей и вакансий на (1) параметры решетки и локальные искажения вблизи примесей; (2) модули упругости; (3) электронную структуру и магнитные свойства; (5) кристаллическую структуру и стабильность карбидных преципитатов. Предсказаны предпочтительные позиции примесей и их растворимость в карбидах и матрице, что позволило установить распределение примесей между карбидом и матрицей. Рассчитаны энтальпии образования тройных карбидов M_3W_3C ($M = Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni$). Установлена последовательность образования широкого ряда бинарных карбидов M_xC_y ($MC, M_3C, M_2C, M_6C, M_7C_3, M_5C_2, M_{23}C_6$) и тройных карбидов M_3W_3C .

Проведено моделирование начальной стадии гетерогенного осаждения в сталях как процесса адсорбции железа на поверхности карбидов и нитридов переходных металлов $(100)MX$, $M = Ti, V, Nb, Zr, Hf, Ta$; $X = C$ или N . Наиболее сильное связывание предсказано для атома Fe на поверхности $(100)NbC$ и этот карбид должен демонстрировать наиболее высокую способность к адсорбции, что согласуется с результатами экспериментального наблюдения влияния карбидов ниобия на микроструктуру ферритных и аустенитных сталей. Эти расчеты указывают на возможность рассмотрения первого этапа гетерогенного зарождения как процесса адсорбции железа на поверхности карбидных и нитридных частиц.

Рассмотрены механизмы разрушения и пластичности на основе первопринципных расчетов упругих свойств, а также характеристик разрыва и сдвига. Хрупко/пластичное поведение анализируется сравнением двух конкурирующих процессов: раскрытие трещины (хрупкое разрушение) и испускание дислокаций вблизи трещины (пластическая деформация). Деформационный механизм предсказывается с использованием давления Коши $C_p = C_{12} - C_{44}$ (хрупкий или пластичный если C_p отрицательно или положительно, соответственно) или критерия пластичности для $B/G > 1.75$, где C_{ij} – константы упругости, а B и G – объемный модуль и модуль сдвига.

Две энергетические характеристики, рассчитываемые из первых принципов, использованы для количественного описания этих процессов: (I) энергия разрыва, моделирующая образование трещины и (II) энергия нестабильного дефекта упаковки, которая представляет собой максимальную энергию для скольжения атомных плоскостей и имитирует сопротивление решетки испусканию дислокаций. Расчеты, проведенные для ряда бинарных карбидов M_xC_y , тройных карбидов (Fe_3AlC, M_3W_3C) и интерфейсов Fe/Co/Cu, моделирующих примеси кобальта в межфазной области между частицами меди и матрицей железа, позволили установить связь между основными параметрами разрушения и пластичности и электронной структурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 14-03-00324а

РАЗВИТИЕ СТАТИСТИЧЕСКОГО ПОДХОДА К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

Богданов Е. П. *, Багмутов В. П. **

* *Волгоградский государственный аграрный университет, bogdanov_ep@list.ru*

** *Волгоградский государственный технический университет, Россия, sopromat@vstu.ru*

Рассмотрены основные гипотезы статистических критериев прочности для нормальной микронеоднородной среды, основывающихся на зависимости концентрации микронапряжений ξ_{ij} от вида напряженного состояния. Предлагается отказаться от гипотезы о постоянстве локальной прочности ς . Будем полагать, что предельное состояние определяется критерием $\xi_{ij} \geq \varsigma$, где ξ_{ij} микронапряжения, ответственные за наступление предельного состояния, но локальная прочность ς , как и микронапряжения является случайными величинами со средним значением $\langle \varsigma \rangle$ и дисперсией $D(\varsigma)$. Для получения статистических критериев предлагается рассматривать в качестве случайной величины разность $\xi_{ij} - \varsigma = \theta$. Повреждения будут возникать, если $\theta > 0$. Полагая, что локальная прочность и микронапряжения, ответственные за разрушения, являются независимыми случайными величинами, получим, что математическое ожидание $\langle \theta \rangle = \langle \xi_{ij} \rangle - \langle \varsigma \rangle$, а дисперсия $D(\theta) = D(\varsigma) + D(\xi_{ij})$. Примем, что распределение случайной величины θ , также описывается нормальным законом, как и для микронапряжений. Тогда критическую вероятность, соответствующую предельному состоянию, можно определить

$$P_c(\theta \geq 0) = \int_0^{\infty} f(\theta) d\theta = \frac{1}{2} - \int_0^Z f(t) dt, \text{ где } t = \frac{\theta - \langle \theta \rangle}{\sqrt{D(\theta)}} \text{ нормированная переменная, а } Z_c \text{ кван-}$$

тиль, определяющая предельную вероятность $Z_c = -\langle \theta \rangle / \sqrt{D(\theta)}$. Последнее выражение является обобщенным статистическим критерием, окончательный вид которого зависит от выбора микронапряжения, ответственного за предельное состояние. Оно должно выбираться с учетом уровня прочностной и пластической анизотропии кристаллитов-зерен, как это выполнено в работе [1], что позволило разработать критерии прочности для различных механизмов образования сдвига и разрушения. Выбор в качестве локального критерия прочности нормального напряжения на плоскости спайности или нормального микронапряжения параллельного главному макроскопическому или касательных напряжений в системе скольжения или слое текучести определяет не только математическое ожидание, но зависимости $D(\xi_{ij}) = F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$.

Для их определения предлагается использовать результаты численных расчетов МКЭ на моделях поликристалла [2]. Как показано в ряде работ авторов, статистические критерии прочности адекватно описывают не только прочностные свойства материалов, в которых реализуются рассмотренные механизмы деформирования и разрушения, но и зависимость пластичности от вида напряженного состояния [1]. Величины $\langle \varsigma \rangle$, $D(\varsigma)$, Z_c определяются по результатам трех видов статических испытаний (растяжение, сжатие, кручение) и могут быть использованы как параметры, характеризующие уровень неоднородности структуры и степень кластеризации при разрушении.

1. Богданов, Е.П. Пластичность и микронапряжения/Е. П. Богданов, В. П. Багмутов//Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. Волгоград, 2015, №12 (175). – С. 62-67.
2. Bagmutov, V.P./Statistical strength criterion for materials with hexagonal close-packed crystal lattice//V.P. Bagmutov, E.P. Bogdanov, I.A. Shkoda. *Mechanika*. 2014. Volume 20(3), P. 259–265.

ЗАДАЧА О ПЛАСТИЧЕСКОМ КОЛЬЦЕ В ОДНОМ МЕТОДЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Миронова Л.И.

Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ), Москва,
Российская Федерация
mironova_lub@mail.ru

Задачи математического моделирования тепловых процессов, адаптированных к условиям сварки пространственных конструкций, остаются актуальными в обосновании прочности и надежности изделий специального назначения. Рассмотрим случай образования пластической деформации в поперечном сечении цилиндра при локальном нагреве поверхности движущимся тепловым источником постоянной интенсивности. Такие условия часто встречаются при сварке труб в ответственных конструкциях энергетического машиностроения. Принимаем весь процесс разогрева как перемещение установившегося температурного поля, заменяющего воздействие и наложение элементарных полей напряжений [1]. Такое допущение позволяет нам свести данную задачу к задаче осесимметричного пластического состояния толстостенного кольца или цилиндра [2].

Разобьем поперечное сечение цилиндра на зоны действия радиальных давлений, как реакции различно нагретых слоев в упругой стадии работы. Решение задачи сводится к совместному рассмотрению деформации плоского кольца, вызванные неизвестными радиальными давлениями p_T и p_k , в образованных упругой и пластической зонах, а также деформации цилиндра под воздействием неизвестного радиального давления p_T и симметрично нагретой зоны вдоль оси цилиндра.

Пределом пластического сопротивления кольца в зависимости от значения величин p_T и p_k могут быть приняты соотношения [2]

$$p_T = \sigma_T \ln \frac{a}{b}; \quad p_T = \sigma_T \ln \frac{b}{a},$$

где σ_T – тангенциальное напряжение, a и b – толщина граничных слоев кольца (упругого и пластического соответственно).

Исходя из условий непрерывности и равенства тангенциальных напряжений и выбранных граничных условий на контуре упругого и пластического слоев кольца, определяем напряжения и перемещения в упругой зоне кольца по формулам [3]

$$\sigma_r = \frac{p_k a^2}{r_0^2 - a^2} \left(1 - \frac{r_0^2}{r^2} \right); \quad \sigma_\theta = \frac{p_k a^2}{r_0^2 - a^2} \left(1 + \frac{r_0^2}{r^2} \right); \quad u_r = \frac{(1-\nu) a^2 p_k r}{E (r_0^2 - a^2)} \left(1 + \frac{1+\nu}{1-\nu} \frac{r_0^2}{r^2} \right).$$

В условиях действия стационарного температурного поля температурные напряжения могут быть определены стандартным образом [3]

$$\frac{u}{r} = \alpha T(r) - \frac{\sigma_\theta}{E} + \nu \frac{\sigma_r}{E}.$$

1. Мельников Н.П. Конструктивные формы и методы расчета ядерных реакторов. – М.: Атомиздат. – 1972. – 550с.
2. Безухов Н.И. Основы теории упругости, пластичности и ползучести. – М.: Высшая школа. – 1968. – 512с.
3. Миронова Л.И., В.А. Гуров. Модели осесимметричного упругопластического состояния кольца или цилиндра в методах оптимального проектирования оболочечных конструкций // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2014. - №2. – С. 69-74.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА МЕТАЛЛИЗИРОВАННОЙ ФАЗЫ КРЕМНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Жигачев А.О., Топчий А.А.

ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
ааdmitr@yandex.ru

В условиях сосредоточенных нагрузок в кремнии могут развиваться давления, достаточные для фазовых превращений (ФП). Изменение фазового состава в деформированной области сопровождается изменением свойств (вплоть до перехода в проводящее состояние [1]). Несмотря на большой объем многопараметровой информации о ФП кремния при сосредоточенных нагрузках (микро- и нано-индентировании) [2], некоторые вопросы остаются недостаточно изученными. Целью работы являлось получение количественной информации об изменении содержания металлизированной фазы кремния Si-II под индентором в процессе его внедрения.

Экспериментальные данные о ФП Si-I→Si-II→Si-XII/Si-III под индентором получали с использованием *in situ* метода (предложенного в [1] и развитого в [3]), основанного на синхронной регистрации P - h -диаграмм и электрического сопротивления в процессе наноиндентирования в узкий зазор между тонкими золотыми пленками, нанесенными на поверхность Si.

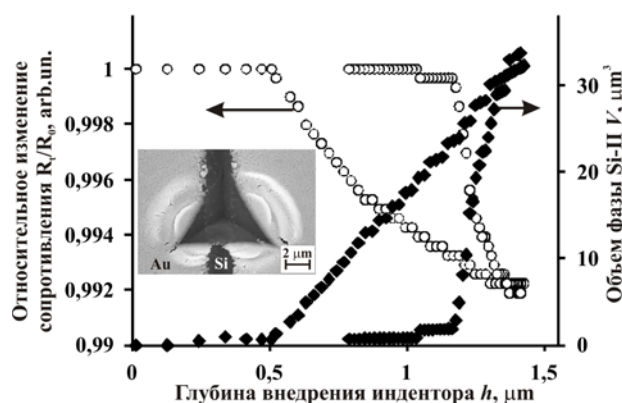


Рис. 1. Зависимости относительного изменения электрического сопротивления образца и расчетного значения объема металлизированной фазы Si-II от глубины внедрения индентора. На врезке представлено СЭМ-изображение отпечатка индентора, сформированного в зазоре между золотыми пленками

Анализ зависимости относительного изменения сопротивления образца от глубины внедрения индентора в совокупности с данными о геометрической форме области, содержащей фазу Si-II, позволяет проследивать динамику изменения объема фазы кремния Si-II в процессе наноиндентирования (Рис. 1). Показана высокая чувствительность метода к ФП, что обеспечивает высокую точность количественной оценки содержания фаз Si-II и Si-XII/Si-III в локально деформированной области.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-02-04797 а.

1. Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefiliv V.I. // Phys. Stat. sol. (a), 1972, № 14, P. 177.
2. Dominich V., Gogotsi Y. // Rev. Adv. Mater. Sci., 2002, № 3, P. 1.
3. Дмитриевский А.А., Гусева Д.Г., Ефремова Н.Ю. // Деформация и разрушение материалов, 2016, № 2, С. 31.

ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ, ОБРАБОТАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ

Деревягина Л.С., Гордиенко А.И.

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

Важными факторами, обеспечивающими надежность эксплуатации магистральных трубопроводов, являются высокие характеристики прочности в сочетании с достаточной пластичностью и вязкостью разрушения. Повышение прочностных характеристик стали зачастую приводит к понижению пластичности и сопротивляемости разрушению, особенно в условиях отрицательных температур. Это стимулирует поиск оптимальных режимов обработки стали и изучение факторов, приводящих к снижению либо повышению ее вязкости. В связи с этим, цель настоящей работы – оценить влияние обработки низкоуглеродистой стали 12ГБА интенсивной тепловой прокаткой на особенности разрушения в условиях ударного изгиба.

Подробное описание режима прокатки и сформированной микроструктуры стали 12ГБА приведено в [1]. Ударные испытания на изгиб стандартных образцов 10×10×55мм с V-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытаний $T_{исп}$ от +20°C до -70°C с записью диаграмм нагружения в координатах «усилие F – перемещение бойка S ».

Обнаружено, что обработка стали тепловой прокаткой способствовала повышению величин ударной вязкости разрушения KCV в интервале $T_{исп} = +20^\circ\text{C} \div -10^\circ\text{C} \approx$ в 3 раза по сравнению с исходным крупнозерненным (КЗ) состоянием (табл.1). О высокой вязкости или энергоемкости процесса разрушения данных образцов свидетельствуют большие площади под их кривыми ударного нагружения. Повышению ударной вязкости способствовали измельчение зеренно-субзеренной структуры и смена морфологии карбидной фазы в перлитных областях с пластинчатой на глобулярную [1].

При снижении $T_{исп}$ до $-40^\circ\text{C} \div -70^\circ\text{C}$ наблюдали резкое уменьшение величин KCV обработанной стали (табл.1). Однако последние $\approx$ на 45% превышают характеристики стали с КЗ состоянием (при $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$), при этом температура вязко-хрупкого перехода $T_{хв}$ смещена в область отрицательных температур $\approx$ на 5°C (табл.1). Падение величин KCV стали после прокатки при снижении температуры испытания произошло вследствие смены микромеханизма разрушения от вязкого, ямочного к транскристаллитному сколу. Одним из факторов, вызывающих смену микромеханизма разрушения, являются повышенные напряжения на границах вытянутых зерен, оказывающие наиболее сильное влияние на характер разрушения при низких температурах испытания.

Таблица 1. Характеристики вязкости разрушения стали 12ГБА

	KCV ^{+20°C} , МДж/м ²	KCV ^{-10°C} , МДж/м ²	KCV ^{-40°C} , МДж/м ²	KCV ^{-70°C} , МДж/м ²	T _{хв} , °C
КЗ состояние	1	0,9	0,5	0,1	-30
После прокатки	2,83	2,83	0,9	0,43	-35

1. L. S. Derevyagina, V. E. Panin, A. V. Korznikov, A. I. Gordienko. Meso- and Microstructural Features of Steel 12GBA Produced by Different Methods of Thermomechanical Treatment // Advanced materials with hierarchical structure for new technologies and reliable structures, AIP Conference Proceedings, Vol.1683, 020037-020040, NY, USA (2015), edited by [V. E. Panin](#), [S. G. Psakhie](#) and [V. M. Fomin](#)

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЗАГОТОВОК ЗАРУБЕЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОДВЕРГНУТЫХ КАРБЕНИТРАЦИИ, ПО КРИТЕРИЮ ПОРОГА ХЛАДНОЛОМКОСТИ

Степанчукова А.В.¹, Приймак Е.Ю.².

¹ ОАО «Завод бурового оборудования», г. Оренбург, Россия,
annastep56@zbo.ru

² Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ГОУ ОГУ,
Орск, Россия

Настоящие исследования были посвящены оценке возможности применения трубных заготовок из стали Drillmax 950 (российский аналог 20ГС) производства «Salzgitter Mannesmann» (Франция) и стали ХJY850 (российский аналог 38ХМА) производства «Ningbo New-era steel Tube Co.» (Китай) для производства бурильных труб в условиях ОАО «Завод бурового оборудования» г. Оренбург. Данные заготовки были выбраны ввиду высокой точности геометрических параметров, необходимых для бурения, а также ввиду высоких механических свойств ($\sigma_{02} = 850...950$ МПа, $\sigma_B = 1000...1050$ МПа, $\delta_5 = 10...12\%$, HRC = 28...32). В качестве способа поверхностного упрочнения резьбового соединения на предприятии используется метод карбонитрации, заключающейся в нагреве изделия в неядовитом расплаве циановокислых солей, при температуре 540...580 °С. Однако, карбонитрация может оказывать влияние на свойства основного металла. Поэтому целью работы явилось оценка влияния термического цикла нагрева под карбонитрацию на ударную вязкость материала исследуемых заготовок.

В ходе работы применялись динамические испытания на ударный изгиб в интервале температур от +20 до -60 °С, на образцах размерами 5×10×65 мм с U-надрезом согласно ГОСТ 9454-78

Испытания на ударный изгиб показали, что с понижением температуры испытания от +20 до -60 °С величина ударной вязкости стали Drillmax 950 снижается в среднем на 35% (с 120 Дж/см² до 78 Дж/см²). Повторный нагрев стали Drillmax 950 при карбонитрации способствует стремительному снижению значений ударной вязкости по сравнению с исходными (более чем на 50%), вне зависимости от температуры испытаний.

У стали ХJY850 величина ударной вязкости, при комнатной температуре равная 117 Дж/см², с понижением температуры испытаний изменяется незначительно (примерно на 7 %) и при -60 °С КСУ соответствует 109 Дж/см². После повторного нагрева данной стали при карбонитрации наблюдается ее снижение по сравнению с исходным состоянием. Однако, понижение температуры испытания не оказывает влияния на характер изменения ударной вязкости карбонитрированных образцов – она практически не меняется и находится в диапазоне 107...113 Дж/см².

Исходя из полученных результатов, сталь ХJY850 может быть рекомендована для изготовления бурильной трубы с упрочнением резьбы методом карбонитрации, работающей, в том числе и в условиях Севера. Однако, бурильные трубы из стали Drillmax 950 рекомендуется использовать в летний период ввиду высокого порога хладноломкости. Воздействие карбонитрации способствует дополнительному охрупчиванию данной стали ввиду возможного развития процессов отпускной хрупкости. Поэтому для нее необходимо использовать альтернативный способ упрочнения, применение которого не будет связано с повторным объемным нагревом в интервале температур 540...580 °С,

ПОВЫШЕНИЕ СИЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК "МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ" ИЗ СПЛАВА TiNi

Вьюненко Ю.Н.

ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург

Исследованы деформационно-силовые характеристики кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ). В результате термоциклирования с переходом температур обратного и прямого термоупругих мартенситных превращений замечено повышение усилий, развиваемых КСПЭ при нагреве.

Силовые элементы были изготовлены из четырех витков проволоки диаметром 2,5 мм из сплава TiNi 50,2 вес.%. Испытания силовых элементов проводили на динамометре ЛИНД (рис.1) после многократного (более 200 циклов) срабатывания в технологических операциях [1].

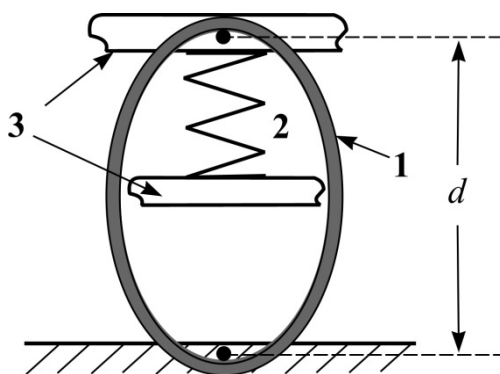


Рис.1. Принципиальная схема эксперимента. 1 – силовые элементы, 2 – контртело (спиральная пружина), 3 – стопорные плоскости контртела

Первоначально формоизменение пары КСПЭ с начальным диаметром 63 мм проводили непосредственно в ЛИНДе. Деформирующее усилие контролировали степенью сжатия спиральной пружины, являющейся контртелом во взаимодействии с КСПЭ.

В результате первого термоцикла во время нагрева контртело, развивавшее начальное усилие сопротивление в ~300 Н, было сжато на 3,9 мм. При этом усилие, развитое «механическими мышцами», достигло ~690 Н. Охлаждение до комнатной температуры привело к дополнительному растяжению силовых элементов на 1,5 мм. Качественно, формоизменение в термоцикле напомнило результаты исследования эквиатомного TiNi, полученные Кузьминым С.Л. с соавторами [2]. После коррекции взаимодействия контртела и КСПЭ, возвратившей систему к начальному уровню силового контакта, провели последующий нагрев. При этом отмечено дополнительное возрастание силовых возможностей «металлических мышц».

Если в качестве характеристики силового потенциала КСПЭ рассматривать отношение максимального значения сжимающих усилий F_m к их начальному значению F_0 , то в результате тренировок «механических мышц», термоциклированием $k_F = F_m / F_0$ возрос от величины 2,27 после деформирования в изотермических условиях мартенситного состояния, до 3,07. Учитывая то, что F_0 определяет деформационный процесс КСПЭ при охлаждении, отмеченное изменение k_F может повысить эффективность работы циклических механизмов, работающих на эффекте памяти формы.

1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов//в сб. Перспективные материалы и технологии. – Витебск, 2011. – С.182-184.
2. Материалы с эффектом памяти формы. – СПб, 1998. – Т.2. – С. 60.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ И ФОРМЫ НАНОЧАСТИЦ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОНТАКТА

Колосов А.Ю., Сдобняков Н.Ю., Комаров П.В., Соколов Д.Н., Мясниченко В.С.

Тверской государственный университет, Тверь, Россия, nsdobnyakov@mail.ru

Высокий интерес к нанокластерам связан с большими перспективами их практического применения в различных областях науки таких как наноэлектроника, спинтроника, порошковая металлургия. В этом случае способность предсказывать и управлять размером, структурой частиц очень важна, поскольку расположение атомов – ключевой момент, определяющий свойства этих частиц, а также влияет прочность и эластичность наноструктур. Одним из процессов, с помощью которых можно управлять структурой и размером частиц является коалесценция. Для исследования процесса коалесценции нанокластеров металлов различной формы с различной ориентацией кристаллических решеток для определения влияния этих параметров на процесс слияния нами был применен метод Монте-Карло, взаимодействие атомов описывалось многочастичным потенциалом Гупта [1]. Моделирование проводилось для трех наносистем: сфера-сфера, конус-сфера, конус-плоскость, состоящих из атомов меди $N = 1254$, с различной ориентацией решеток. Рассматривались расстояния между наночастицами от 0,0 до 1,2 нм. Анализируя полученные данные можно сделать вывод о том, что самой энергетически выгодной системой является система сфера-сфера, которая имеет наименьшую потенциальную энергию на один атом, а наибольшей потенциальной энергией характеризуется система конус-плоскость. В связи с этим, в системе конус-плоскость, когда частицы не соприкасаются, процесс коалесценции протекает после плавления системы и прекращается, начиная уже с расстояния 0,6 нм, в то время как две наночастицы в форме сферы, в некоторых случаях, взаимодействуют и на расстоянии 0,9 нм. Ориентация решетки также оказывает свое влияние на процесс коалесценции, однако в случае системы конус-плоскость, влияние пренебрежимо мало. В системе сфера-сфера при ориентации решетки (101) температура плавления системы уменьшается в среднем на 30 К, но увеличивается энергия при коалесценции. У некоторых систем, в частности с ориентацией решеток (001), (110) и (011) одной из наночастиц, наблюдается падение энергии, на расстояниях, когда коалесценция происходит до процесса плавления. Это связано с появлением поверхностных дефектов (см. рис. 1) и как следствие с разрушением кристаллической решетки. Чаще всего этот процесс сопровождается вращением одной из наночастиц или системы в целом. В таких случаях образование манжеты происходит намного быстрее, при этом значительно увеличивается площадь контакта наночастиц и двугранный угол.

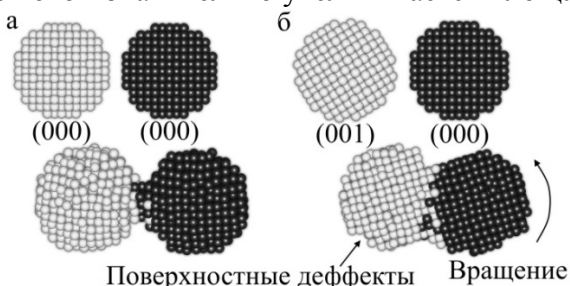


Рис. 1. Мгновенные конфигурации систем Cu_{627} — Cu_{627} в процессе коалесценции при температурах 293 К (верхняя пара частиц) и 909 К (нижняя пара частиц). Расстояние между наночастицами 0,3 нм.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 16-03-00742-а), а также при поддержке Минобрнауки в рамках выполнения государственных работ в сфере научной деятельности (проект № 3.2448.2014/К).

1. Gupta R.P. // Physical Review B. 1981, 23 (12), 6265-6270.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ М06

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Метлов Л.С.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, Украина
sennikova_lf@ukr.net

Обработка металлов методами ИПД является одним из наиболее перспективных методов получения материалов с высокими физическими и механическими свойствами. Особое внимание уделяется вопросам формирования прочностных свойств, изучению механизмов пластической деформации и влияния на эти процессы различных дефектов кристаллического строения, в том числе размера зерна и микропор.

Многочисленные исследования по изучению структуры материалов, подвергшихся интенсивной пластической деформации (ИПД), констатируют, что наблюдается сложное сочетание дефектных структур различных уровней – точечные дефекты, дислокации, границы зерен, микропоры и микротрещины. Однако, информация эта довольно противоречива и неоднозначна.

Цель данной работы – определить влияние метода угловой гидроэкструзии (УГЭ) на структуру и свойства чистой бескислородной меди М06 (99,99%), а также предложить единую физическую картину процессов, происходящих при больших пластических деформациях, способную объяснить накопленные экспериментальные данные в области физики прочности и пластичности.

В исследовании кинетики дефектообразования в многоуровневых системах, с учетом взаимодействия дефектов, применен новый теоретический подход – неравновесная эволюционная термодинамика (НЭТ).

Исходным материалом для экспериментов служили промышленные горячепрессованные прутки меди М06 диаметром 50 мм, которые распускались на 4 части, из которых, соответственно, вырезали 4 заготовки диаметром 13 мм, отжигали их при температуре 600⁰ С, 1 час и делали от 1 до 4 проходов УГЭ по схеме В_с. Технология подробно описана в работе [1].

После каждого прохода на образцах проводились исследования структуры и свойств. Структуру (размер зерна, микропоры), а также свойства образцов в исходном состоянии и после деформации анализировали методами дюрOMETрических, волюметрических исследований, растровой электронной микроскопии, металлографии.

На рис. 1 представлен график зависимости размера зерна, деформационной пористости и твердости от степени деформации.

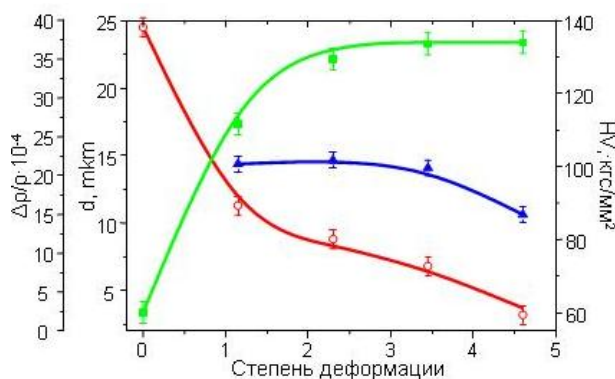


Рис.1. Характеристики структуры и свойств меди М06 после УГЭ:

- — размер зерен d;
- ▲ — дефект плотности Δρ/ρ;
- — твердость НV.

Анализ полученных экспериментальных данных по упрочнению медных образцов методами ИПД и теоретических расчетов показал хорошую сходимость результатов.

1. Spuskanyuk V., Davydenko O., Berezina A., Gangalo O., Sennikova L., Tikhonovsky M., Spiridonov D. // J. Mater. Process. Technol. – 2010. – Vol. 210. – P. 1709 – 1715.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ И ИХ ВЛИЯНИЯ НА УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА

Кустов А.И.⁽¹⁾, Мигель И.А

⁽¹⁾ Воронежский государственный педагогический университет, Россия
ВУНЦ ВКС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

В настоящее время в области материаловедения металлических материалов и в твердотельной электронике проблема контроля уровня свойств является актуальной. Эта проблема тесно связана с проблемой выявления и характеристики структурных неоднородностей материалов, с оценками их влияния на свойства. Успешно решить данную проблему можно при разработке и использовании АМД-методов [1].

Базой для измерений являются режим визуализации и режим $V(Z)$ -кривых. На рис.1а демонстрируется полученная экспериментально $V(Z)$ -кривая монокристаллического кремния Ge <111>, которая позволяет рассчитать значения скорости акустической волны (АВ) v_R . При наличии систем дефектов её вид трансформируется, изменяя характерное расстояние ΔZ_N (что приводит к изменению значений v_R). При этом погрешность измерений скорости для используемого САМ, достигает для ряда материалов 1–3% от среднего значения. Оценка однородности обеспечивается акустической визуализацией области, пример которой представлен на рис.1б. Суть получения информации заключена в облучении образца акустической волной, которая изменяет свои фазу и амплитуду, в зависимости от характеристик материалов (прежде всего, их акустического импеданса). Пример полученной $V(Z)$ -кривой для Si <111> представлен на рис.1в. При этом каких-либо параметров структуры самого материала не выявляется.

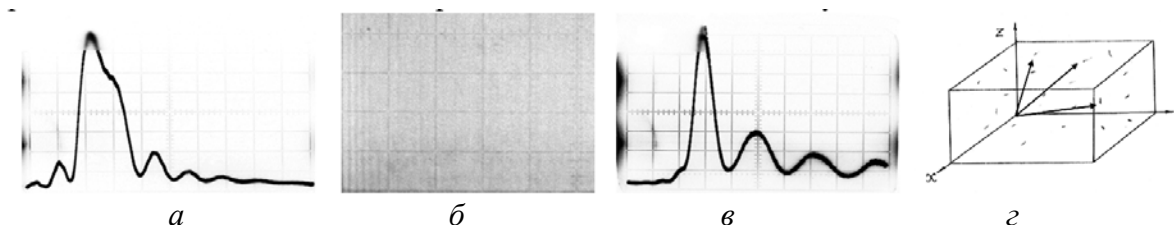


Рис.1. а) экспериментальная $V(Z)$ -кривая для монокристаллического германия Ge <111> ($v_R = 2,85 \cdot 10^3$ м/с, $\Delta Z_N = 13,23$ мкм, масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=11 мкм); б) акустическое изображение участка кварца (SiO_2) (H_2O , масштаб 18 мкм/дел., $Z=-12$ мкм) ; в) $V(Z)$ -кривая для Si <111> ; $\Delta Z_N = 35,1$ мкм, 1 дел по вертикали 0,4 В, по горизонтали – 16 мкмг) псевдопространственная модель распределения дефектов в диэлектрическом материале

Была исследована чувствительность САМ к микродефектам в материалах. Экспериментально показано, что АМД-методы обеспечивают выявление микродефектов (с размерами до 0,2–0,4 мкм) в приповерхностных слоях толщиной в несколько сотен микрометров. Послойная визуализация позволила получить ряд псевдопространственных моделей распределения микродефектов (рис. 1г). Таким образом, фиксируя v_R или $\Delta V/V\%$ можно различать материалы с различными системами дефектов.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. Выработка критериев оценки деформации поверхности твердотельных материалов АМД-методами // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. - Тамбов, 2013. – Т. 18.—Вып.4.Часть 2. – 612 с. (с.1875-1877).

ПРИНЦИПЫ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И АНАЛИЗ ИХ СВЯЗИ С ОСОБЕННОСТЯМИ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И.⁽¹⁾, Мигель И.А

⁽¹⁾ Воронежский государственный педагогический университет, Россия
ВУНЦ ВКС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Прочностные характеристики материалов входят в круг важнейших, поэтому проблема контроля уровня их прочностных свойств является актуальной. Она тесно связана с проблемой выявления и характеристики структурных неоднородностей материалов, с оценками их влияния на свойства. Успешно решить данную проблему можно при разработке и использовании АМД-методов [1,2]. В работе представлены результаты их применения для исследования корреляционных зависимостей состав – структура - свойства для сталей, сплавов, керамик, стекол и монокристаллов. Были проведены эксперименты по расчету скоростей АВ [3], их затуханию в объектах, выявлению и характеристики дефектов и их систем, расчету изменений упругих модулей при внешних воздействиях. АМД-методами на основе измерений скоростей поперечных, продольных и поверхностных АВ были рассчитаны упругие модули металлических материалов

С помощью специальных для каждой группы объектов внешних воздействий изменяли размеры, количество, распределение неоднородностей или структурных элементов. Вновь проводили расчет v_R и упругих модулей E и G и получали акустические изображения. Во всех случаях фиксировали вид $V(Z)$ - кривой, по которому отслеживали изменение высоты главного максимума, ответственного за демпфирующие характеристики, наблюдали трансформацию формы $V(Z)$ – кривых, связанную с прочностными характеристиками материалов. В качестве фактора, изменяющего прочностные свойства использовали упругие микрон неоднородности, образующиеся при различной степени механических воздействий. В приповерхностных слоях образцов выявлялось несколько десятков зон размером 2-20 мкм с измененными свойствами (при сканировании образцов длиной 20-40 мм). Обнаружена монотонная зависимость количества выявляемых в растре неоднородностей от величины нагрузки и толщины образца. Локальные измерения скоростей v_R в области неоднородностей этом случае на 8-13% превышали средние значения величин. Изменение высоты главного максимума $V(Z)$ - кривых связанное с изменением демпфирующих свойств достигало 85 %.

Таким образом, продемонстрировано, что АМД-методы позволяют эффективно наблюдать и анализировать особенности структурного строения материалов различной природы, оценивать величину их прочностных характеристик, получать корреляционные зависимости структура - свойства, используя САМ с неизменными параметрами.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. Исследование структурных параметров металлических материалов и их влияние на физико-механические свойства методами акустической микроскопии // Ме-таллофизика и новейшие технологии, межд. науч.-тех. журн., Киев, 2009, Т.31, №3, с.381-388
2. Кустов А.И., Мигель И.А. Методы акустомикроскопической дефектоскопии как инновационные методы мониторинга состояния материалов (гл.10) Перспективные материалы и технологии: монография., в 2-х томах Т.2., / п/р В.В. Клубовича.,- Витебск., УО«ВГТУ», Беларусь., 2015. – 380 с. (с.145 - 177).
3. Викторов И.А. Звуковые поверхностные волны в твердых телах. М.: Наука, 1981. 287 с.

МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кондратьев Н. С.

Научно-исследовательский институт механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

kondratevns@gmail.com

В настоящее время существует огромная потребность в создании функциональных материалов и сплавов с априори предписанными характеристиками и свойствами. Решение такой задачи невозможно без привлечения методов математического моделирования. Вследствие этого перспективным представляется физический подход описания неупругого деформирования, который основан на явном рассмотрении механизмов эволюционирующей дефектной и зеренной структуры [1]. Свойства материалов определяются как их компонентным составом, так и – в значительной степени – технологией обработки. При решении технологических задач эффективным представляется статистический многоуровневый подход построения модели материала, которая встраивается в конечно-элементный код. В настоящей работе рассматривается «расширенная» статистическая многоуровневая модель материала, позволяющая учитывать взаимодействие зерен с их соседями, которое зависит от взаимоориентации решеток кристаллитов и ориентации границ. В работе рассматривается описание неупругого деформирования двухфазного титанового сплава при повышенных температурах и деформациях, которые не приводят к твердотельным фазовым переходам. При этом особое внимание уделяется процессам динамической рекристаллизации, динамического возврата и упрочнения. Зеренная структура указанного материала состоит из вытянутых кристаллитов основной α -фазы, вторичной ламельной структуры α' -фазы с гексагональной плотноупакованной решеткой и остаточной ламельной β -фазы с объемно-центрированной кубической решеткой. В данном сплаве динамическая рекристаллизация осуществляется по двум существенно отличающимся механизмам. Прерывистая динамическая рекристаллизация проходит в β -фазе, непрерывная рекристаллизация в α - и α' -фазах. Механизм прерывистой заключается в зарождении новых зерен в наиболее искаженных областях поликристалла (фазовые границы, границы зерен, границы двойников, сдвиговые полосы) и их последующем росте. Такой процесс имеет место в материалах с низкой энергией дефекта упаковки, когда процесс динамического возврата заметно ограничен. Непрерывная рекристаллизация может осуществляться множеством способов в материалах с высокой энергией дефекта упаковки с параллельно проходящими процессами фрагментации и динамического возврата. В результате этого образуется мелкозернистая равноосная зеренная структура α - и α' -фазы. Предложено математическое описание процессов динамической рекристаллизации, возврата, упрочнения на основе существующих физических механизмов в рамках двухуровневой модели неупругого деформирования. В отличие от большинства существующих статистических моделей развиваемая модель позволяет учитывать эволюцию не только дефектной, но и зеренной структуры.

Работа выполнена в научно-исследовательском институте механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-10039).

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2013. – 244 с.

НАХОЖДЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОКАЛЬНОГО ПОЛЯ СМЕЩЕНИЙ СДВИГОВОГО ТИПА

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

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

Деформация и разрушение связаны с необратимым течением материала, которое количественно характеризуется полем векторов смещений. В эксперименте поля смещений и деформацию измеряют с хорошей точностью методом корреляции цифровых изображений. Сдвиговая деформация как результат действия максимальных касательных напряжений, играет ключевую роль в этих процессах, поэтому важно уметь идентифицировать этот тип течения.

Модельное поле сдвигового типа задавали в пределах блока размером $R \times R$ в виде: $\bar{u}_x(\bar{x}, \bar{y}) = -u_m \bar{y} / h$, $\bar{u}_y(\bar{x}, \bar{y}) = 0$ в системе координат, связанной со сдвигом. В лабораторной системе координат это поле направлено под некоторым углом θ к оси абсцисс. Здесь h – полуширина сдвига, u_m – максимальная длина вектора сдвига вблизи границы полосы; $\bar{u} = u_x(x, y)\bar{e}_x + u_y(x, y)\bar{e}_y$.

Поскольку угол сдвига θ заведомо неизвестен, примем, что он равен θ_s . Проведём под углом θ_s к оси абсцисс нейтраль, относительно которой сдвиговой поток антисимметричен. Каждой точке, лежащей выше нейтральной, должна соответствовать точка ниже нейтральной. Поле смещений, измеряемое в эксперименте, будет наиболее приближено к идеальному сдвиговому векторному полю, если разница между продольной составляющей в текущей точке $u_{\parallel i,j}$ и симметричной ей $u_{\parallel C_{i,j}}$ максимальна, а разница между поперечными составляющими векторов $u_{\perp i,j}$ и $u_{\perp C_{i,j}}$ минимальна. Суммируя эти разности по всем точкам исследуемой области (области блока) и усредняя, получим искомый функционал $F_s(\theta_s)$.

$$F_s(\theta_s) = \left[\sum_{i=0}^{R-1} \sum_{j=0}^{R-1} |u_{\parallel i,j}(\theta_s) - u_{\parallel C_{i,j}}(\theta_s)| - |u_{\perp i,j}(\theta_s) - u_{\perp C_{i,j}}(\theta_s)| \right] / n_\Sigma(\theta_s),$$

где $n_\Sigma(\theta_s)$ – количество точек, которые принадлежат исследуемому блоку, находятся выше разделяющей прямой и имеют сопряжённые точки. Продольная составляющая $u_{\parallel i,j}$ вектора $\bar{u}$ параллельна нейтральной. Перебирая значения угла θ_s с шагом $\Delta\theta$ в пределах диапазона $0 \leq \theta_s \leq \pi$ по области размером $R \times R$, определим угол сдвига θ из условия максимума функционала: $\theta = \theta_s(F_s^{\max})$, где $F_s^{\max} = \max(F(\theta_s))$.

Из формулы видно, что функционал представляет собой среднюю амплитуду сдвигов, усреднённую по площади анализируемой области. Рассчитав среднюю амплитуду и направление сдвигов для каждого блока, можно получить их пространственное распределение для реального векторного поля и найти границы поля смещений сдвигового типа. Эти две характеристики сдвигового течения отражают свойства локальной области поля смещений, ограниченного границами блока, и их можно приписать к координатам центра блока. Наиболее наглядный способ показать эти две характеристики одновременно – это построить новое векторное поле – поле сдвигов.

По известным значениям векторов смещений на границах можно оценить форму и размеры сдвигового потока, средний угол сдвига и максимальную длину вектора сдвига. Взяв продольные составляющие смещений вдоль нормали к разделяющей прямой в пределах полосы, можно найти также реальный профиль скоростей.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ И СТАДИЙНОСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С., Сараев Ю.Н., Безбородов В.П.

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

Экспериментальные исследования проводили в условиях малоциклового ($\sigma = 55 \pm 55$ МПа, $N_{\Sigma} = 3770$) усталости по схеме одноосного циклического растяжения. Сварное соединение изготавливали встык из пластин стали Ст3 толщиной 1 мм по импульсно-дуговой технологии в стационарном режиме. Плоские образцы с размерами рабочей части $32 \times 4 \times 0,4$ мм вырезали таким образом, чтобы сварной шов находился в средней части образца. Изображения поверхности материала от микроскопа Axiovert 25CA ($\times 50$) регистрировали камерой (1280×1024 пикселей, 8 разрядов) вдоль средней линии образца с перекрытием и записывали в цифровой форме на жесткий диск компьютера.

Обнаружено, что процесс разрушения может быть разбит на четыре стадии. *Первая стадия* ($0 \leq \lambda \leq 0,3$) – это стадия деформационного упрочнения. Сначала пластическое течение преобладает в области основного металла (ОМ). При $0,05 \leq \lambda \leq 0,3$ деформация перемещается в ЗТВ и со временем постепенно уменьшается. В области ОМ от захватов развиваются полосы Людерса-Чернова. Если в начале нагружения деформация в сварном соединении ниже, чем в ОМ в 3–4 раза, то к концу стадии она меньше в 15–20 раз и имеет знакопеременный характер, что обусловлено остаточными напряжениями. В области основного металла наблюдаются также отдельные полосы скольжения.

Вторая стадия ($0,3 < \lambda \leq 0,6$) – стадия развития фронтов локализованной пластической деформации (ЛПД). Сначала в областях ОМ движутся фронты ЛПД, а само течение имеет сдвиговой характер. Вблизи фронтов регистрируется деформационная мезоструктура, имеющая сложный характер (рис.1,а), что, очевидно, обусловлено процессами самоорганизации. Здесь более тёмному тону соответствуют большие значения главного пластического сдвига.

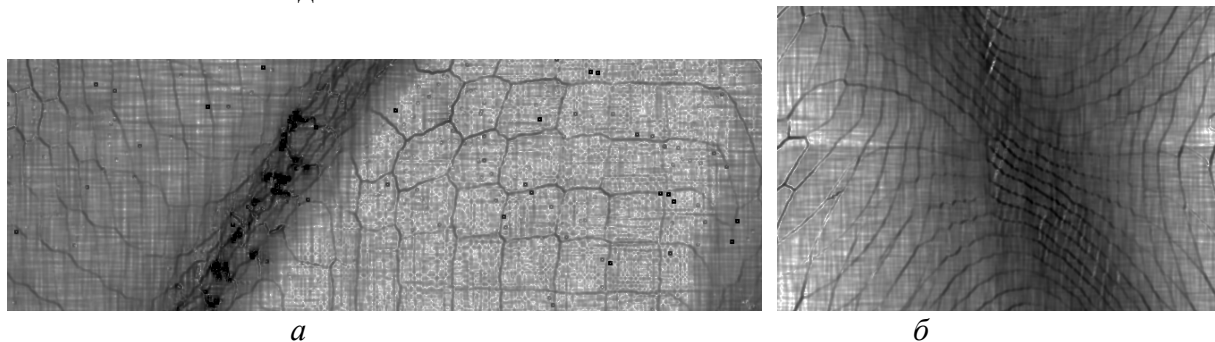


Рис.1. Деформация в области ОМ размером $1,3 \times 3,0$ мм; $N_1 = 1250$, $N_2 = 1280$ (а) и в области "шейки" ($3,9 \times 5,7$ мм); $N_1 = 3500$, $N_2 = 3540$ (б)

К концу стадии скорость деформации справа от шва постепенно снижается и становится пространственно более однородной, а в другой она постепенно возрастает. *Для третьей стадии* ($0,6 < \lambda \leq 0,9$), стадии накопления повреждений, характерно наличие значительных временных интервалов, когда скорость деформации незначительна. *Четвёртая стадия* ($0,9 < \lambda \leq 1$) определяется развитием "шейки" в ОМ. Пластическое течение имеет сдвиговой характер и облегчено благодаря образованию ряда тонких полос скольжения (рис.1,б).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ДИСПРОЗИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО γ (TiAl) СПЛАВА

Назарова Т.И., Назаров К.С., Сергеев С.Н., Шаймарданов Р.А.

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

В настоящее время интерметаллидные сплавы на основе γ (TiAl) фазы (далее γ (TiAl) сплавы), являются перспективными материалами для применения в авиационной технике благодаря их привлекательным свойствам: высокой удельной прочности, жесткости, сопротивлению ползучести при температурах 600–800°C, сопротивлению окислению и горению при температурах до 900°C. Удельный модуль упругости этих сплавов выше, чем у никелевых на 30–50%. Промышленному применению сплавов на основе γ (TiAl) фазы препятствуют их низкие технологические и эксплуатационные свойства в литом состоянии: хрупкость, сохраняющаяся вплоть до температур хрупко-вязкого перехода (примерно 800°C), низкая механическая обрабатываемость. Легирование γ (TiAl) сплавов редкоземельными элементами может привести к улучшению механической обрабатываемости в литом состоянии благодаря измельчению структуры [1,2]. По предварительным результатам работы [1], легирование диспрозием может приводить к существенному улучшению высокотемпературной прочности и комнатной пластичности Ti–Al сплавов, содержащих повышенное количество Ti.

В настоящей работе изучали сплавы на основе Ti–45Al–6,2(Nb,Mo,B) (ат. %) с переменным содержанием диспрозия. Слитки сплавов весом около 30 грамм изготавливали на лабораторной плавильной установке с помощью дуговой плавки в атмосфере аргона. Образцы сплавов подвергали гомогенизационному отжигу и последующей термической обработке по различным схемам, после чего исследовали микроструктуру, фазовый состав и выполняли механические испытания на сжатие при комнатной температуре.

На основе полученных данных было установлено, что увеличение содержания диспрозия в сплаве Ti–45Al–6,2(Nb,Mo,B)–(0,1–1)Dy в термически обработанном состоянии приводит к уменьшению среднего размера зерна на 15–20%. В сплаве с повышенным содержанием редкоземельного элемента было обнаружено наличие фазы DyAl₂, а также оксидные частицы DyO₂. По-видимому, легирование диспрозием способствует выведению кислорода из матрицы сплава с образованием оксида DyO₂, присутствие которого способствует формированию более мелкого размера зерен/колоний. Выполненные механические испытания показали, что легирование диспрозием приводит к повышению прочности и пластичности сплава Ti–45Al–6,2(Nb,Mo,B)–(0,1–1)Dy в термически обработанном состоянии по сравнению со сплавом Ti–45Al–6,2(Nb,Mo,B).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-00786 мол_а

1. Bulanova M., Fartushna I., Meleshevich K., Samelyuk A. Isothermal section at 850°C of the Ti–Dy–Al system in the Ti–TiAl–DyAl₂–Dy region // Journal of Alloys and Compounds. 2014. V. 598. P. 61–67.
2. Chen Y., Kong F., Han J., Chen Z., Tian J. Influence of yttrium on microstructure, mechanical properties and deformability of Ti–43Al–9V alloy // Intermetallics. 2005. V. 13. P. 263–266.

НАНОТВЁРДОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ β -Ga₂O₃

Гузилова Л.И.^{1,2}, Маслов В.Н.^{1,2}, Васильева Е.С.³, Николаев В.И.^{1,2}, Романов А.Е.^{1,2}

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

²ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

guzilova@hotmail.com

Широкозонный полупроводник β -Ga₂O₃ является перспективным для использования в различных областях техники. Настоящая работа посвящена изучению нанотвёрдости монокристалла β -Ga₂O₃ на поверхности (100). Исследовались объёмные монокристаллы β -Ga₂O₃, выращенные методом свободной кристаллизации [1]. Микротвёрдость данных монокристаллов β -Ga₂O₃ составляет 8,91 ГПа [2].

Наноиндентирование проводилось при помощи нанотвердомера Hysitron's TI 700 Ubi 1 Nanoscratcher, в качестве индентора служила трёхгранная пирамида Берковича. В результате была получена кривая нагружения, представленная на рис. 1.

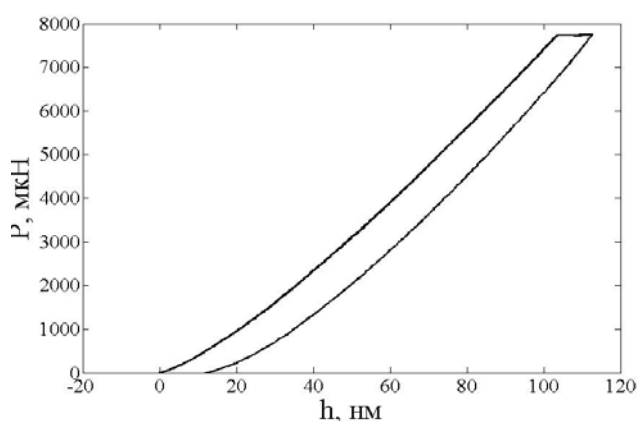


Рис. 1. P – h диаграмма нагружения поверхности (100) монокристалла β -Ga₂O₃: P – нагрузка на образец, h – глубина отпечатка, оставленного индентором на поверхности образца

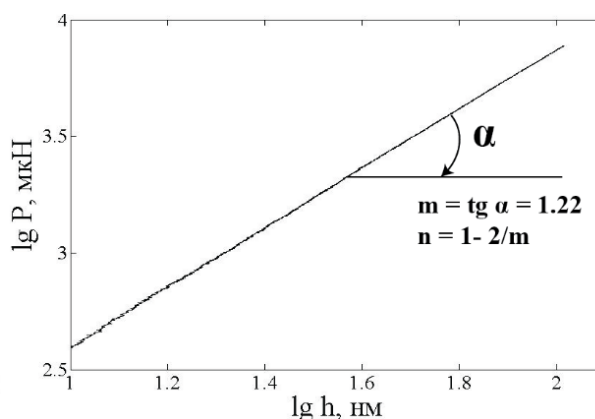


Рис. 2. Зависимость нагрузки P от глубины h отпечатка, оставленного индентором на образце при наноиндентировании, в логарифмических координатах

Для определения зависимости нанотвердости от величины нагрузки, и соответственно, от глубины отпечатка, оставленного индентором на поверхности образца, использовалась методика, изложенная в [3]. О характере влияния нагрузки на значение нанотвёрдости можно судить по значению коэффициента n (рис. 2). В нашем случае $n < 0$. Это означает, что нанотвёрдость H уменьшается при увеличении нагрузки P на поверхность образца. Модуль Юнга был определён при помощи метода Оливера-Фарра [4] из кривой нагружения (рис.1). Модуль Юнга монокристалла β -Ga₂O₃, согласно расчётам, равен 234 ГПа.

Настоящее исследование поддержано Российским Научным Фондом (Грант РНФ №14-29-00086).

1. V.N. Maslov, V.M. Krymov, M.N. Blashenkov, et al. Tech. Phys. Lett. **40**, 4 (2014).
2. Л.И. Гузилова, В.Н. Маслов, К.Е. Айфантис, и др. Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. **15**, 3 (2015).
3. Yu.V Milman., A.A. Golubenko, S.N. Dub. Acta Mater. **59**, 20 (2011).
4. W.C. Oliver, G.M. Pharr. J. Mater. Res. **7**, 7 (1992).

ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

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

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
plushnik@mail.ru

Эксперименты проводили на ленточных аморфных металлических сплавах (АМС) на основе кобальта (содержание кобальта от 70 до 86%). Размеры образцов 40х3,5х0,02 мм. Одноосное растяжение образцов производилось на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 - 10^9$ А/м². Пропускание электрического тока сопровождается сбросом механического напряжения, который фиксируется на диаграммах нагружения.

Исследовано влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H₂S и NACE + 400 мг/л H₂S, а также 20% раствор серной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 часа, в растворах серной кислоты – 40 минут. Установлено, что характер деформации образцов АМС, выдержанных в растворах NACE не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. Величина сбросов механического напряжения при импульсном токовом воздействии практически не меняется. Экспериментально установлено, что после выдержки в 20 % растворе серной кислоты в аморфных сплавах на основе Со, значения сбросов механического напряжения, вызванных пропусканием импульсного тока, уменьшается на ~ 20%, в сравнение с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии (рис. 1).

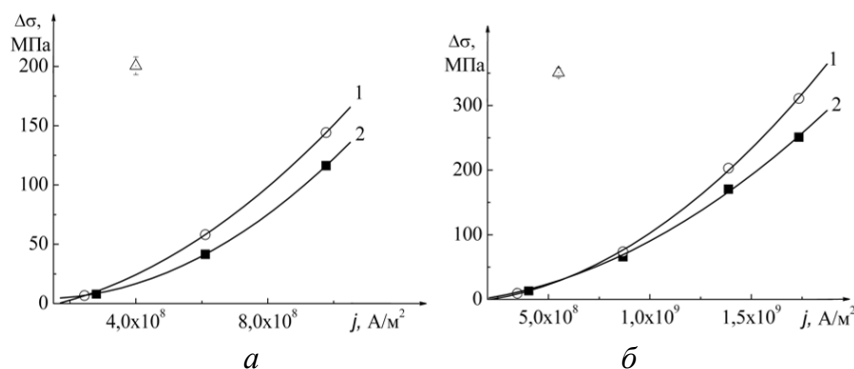


Рис. 1. Зависимость величины сброса механического напряжения от плотности тока в сплаве с содержанием кобальта: а) 70%; б) 80%; (1 – в исходном состоянии, 2 – после выдержки в 20% растворе серной кислоты)

Отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и 4 импульсов электрического тока плотностью $\sim 10^9$ А/м² модуль Юнга во всех исследуемых сплавах практически не изменяется, а предел прочности уменьшается на ≈ 40 %. Проведены рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния. На дифрактограммах не отмечено каких-либо изменений. Для аморфных сплавов сохраняется характерное гало. Обнаружено, что среда NACE вызывает на поверхности АМС образование оксидов. 20% раствор серной кислоты вызывает образование на поверхности сульфатных образований.

Таким образом, коррозионные среды (NACE и H_2SO_4) изменяют механические свойства исследуемых образцов при электроимпульсном воздействии. Изменение свойств обусловлено химическими реакциями, происходящими на поверхности исследуемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166).

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

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

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

Особенностью аморфных твердых тел, и в частности, металлических стекол (МС), является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам, что во многом обуславливает высокие магнитные свойства МС. Варьирование химического состава МС позволяет получать многообразие их магнитных характеристик.

В работе исследованы магнитные характеристики металлических стекол на основе Со, полученных методом спиннингования. Для исследований были взяты образцы с размерами $3,5 \times 10 \times 0,02$ мм, которые подвергались электроимпульсному воздействию, а также комбинированному действию импульсного тока и нагружения [1]. Для этих образцов определялись: намагниченность насыщения, коэрцитивная сила, температура Кюри, температура кристаллизации. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore.

Все исследованные сплавы в исходном состоянии являются магнитомягкими. Для этих сплавов после разнообразной импульсной обработки были сняты петли гистерезиса. Из полученных результатов видно, что без нагружения увеличение количества импульсов от 1 до 50 приводит к росту намагниченности насыщения на 30%, а обработка при 100 импульсах уменьшает намагниченность насыщения всего на 20%. В ходе экспериментов было установлено, что без нагружения увеличение количества импульсов приводит к монотонному снижению коэрцитивной силы вплоть до 50% при 100 импульсах. Комбинированное действие импульсного тока и нагружения влияет на изменение коэрцитивной силы незначительно, образуя локальный максимум при 30-ти импульсной обработке с увеличением коэрцитивной силы на 5%. Увеличение механического напряжения образца до 1000 МПа вызывает снижение коэрцитивной силы на 10%. Это может быть связано с устранением анизотропии, связанной со спонтанными структурными дефектами, такими как: пары атомов с изменённой валентностью, микрообласти с пониженной и повышенной плотностью упаковки атомов, поры, межкластерные границы, трещины и т.д.

Таким образом, импульсная обработка металлических стекол без нагружения, а также комбинированное действие импульсного тока и нагружения приводит к изменению магнитных свойств последних. Нагружение образцов при указанных обработках приводит к снижению коэрцитивной силы, что обуславливает уменьшение дефектов структуры материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553)

1. Федоров, В.А. Проявление электропластического эффекта в металлических стеклах / В.А. Федоров, А.В. Яковлев // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2013. – № 3 (25). – С. 99-105.

ОСОБЕННОСТИ ТОПОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Кузнецов П.М., Бойцова М.В., Жигачев А.О.

ФГБОУ ВПО Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия, kuznetsovpm@list.ru

Исследования лазерного воздействия на поверхность полупроводников в широком интервале плотности мощности излучения (а также времени воздействия) получило бурное развитие из-за возможности управления, получающимися в результате этого воздействия, дефектами поверхности. Упомянутые дефекты имеют различную природу и связаны либо с расплавлением поверхности, либо с термическими напряжениями (появление трещин), либо с появлением поверхностных плазмон-поляритонов и т.д. Изучение последнего упомянутого фактора носит не только фундаментальный характер, но и прикладной (использование поверхностных плазмонов при сверхбыстрой передаче данных в процессорах).

В работе исследовали воздействие лазерного излучения на поверхность монокристаллического кремния (n – типа). В качестве источника лазерного излучения использовали лазерную установку с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната ($\lambda = 1,064$ мкм). Плотность мощности воздействия лазерного излучения составляла $\sim 0,9 \cdot 10^5$ Вт·см $^{-2}$ (по методике, предложенной в [1]). Исследование топологии образца проводили на бесконтактном профилометре Wyko NT 9080 (длина волны излучения $\lambda \sim 670$ нм).

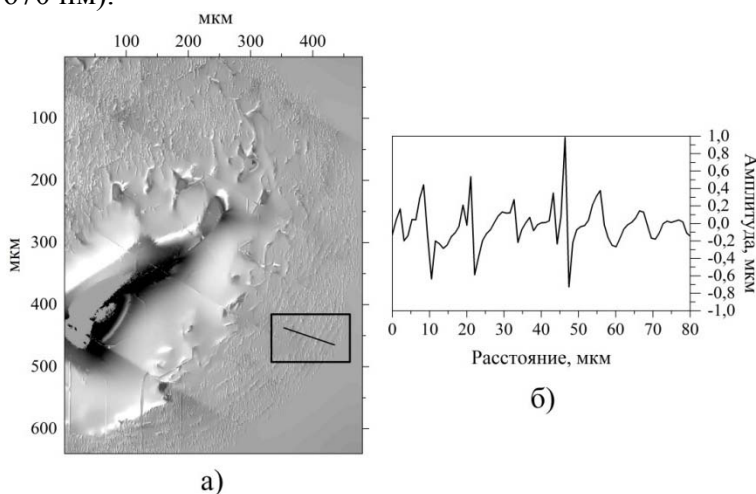


Рис. 1. *а* – Топография поверхности кремния; *б* – профилограмма поверхности по линии, показанной на рис. 1а

Результаты измерения топографии поверхности кремния представлены на рис. 1а. Видно, что в центральной зоне воздействия происходит оплавление. В результате значительных термических напряжений на поверхности возникают трещины. Характерной особенностью полученной топологии является наличие волнообразного рельефа вне зоны оплавления. Период получившегося рельефа составляет ~ 10 мкм. Мы считаем, что возможными причинами появления указанного рельефа являются: 1) возникновение поверхностных плазмон-поляритонов (наличие границы раздела воздух-полупроводник); 2) дифракция лазерного излучения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-42-03206.

1. Кузнецов П.М. Механизмы и закономерности формирования эрозионного факела и волнового рельефа на поверхности металлов в зоне воздействия лазерного излучения: дис. канд. ф.-м.н. БелГУ, Белгород, 2014.

ПОВЕДЕНИЕ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

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

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

Материалом для проведения исследования выбраны ленты аморфного металлического сплава на основе Co (Co – 85,5%; Fe – 2,27%; Si – 5,15%; Mn – 4,07%; B – 2%; Cr – 1%) размером 20х3,5х0,02мм. Усталостные испытания образцов проводились методом на растяжение и методом на изгиб.

Испытания на растяжение проводились нагрузкой, изменяющейся от некоторого $\min$ значения до $\min$ во времени, в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц. В конструкции установки предусмотрено 4 комплекта упругих элементов с различными коэффициентами жесткости. Это обеспечивает изменение нагрузки: 1) (72–142)МПа; 2) (100–214)МПа; 3) (155–285)МПа; 4) (200–375)МПа. Для всех упругих элементов построены тарировочные графики, по которым через величину перемещения определяли напряжение в образце. Зависимость изменения напряжения от времени имеет вид периодической функции.

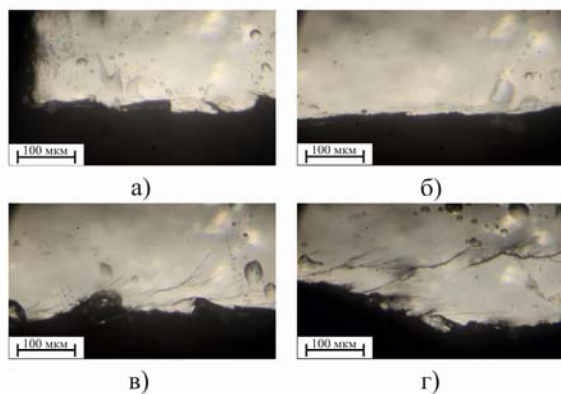


Рис. 1. Траектория роста усталостной трещины:

- а) зарождение усталостной трещины,
- б) рост усталостной трещины,
- в) переход в зону долома, г) зона долома

В области роста усталостной трещины, по её берегам наблюдали параллельно траектории локализованные полосы сдвига. Отмечено, что в зоне долома рост трещины становится ветвистым, количество ветвей возрастает по мере распространения

трещины. В области роста усталостной трещины, по её берегам наблюдали параллельно траектории локализованные полосы сдвига. Отмечено, что при снижении величины нагрузки увеличивается зона роста усталостной трещины. В зоне зарождения трещины происходит развитие локальных полос сдвига.

Испытания методом на изгиб проводились на специально разработанном устройстве. При этом один конец образца жестко закреплялся в зажиме, на второй конец, посредством кулачкового механизма, циклически оказывалось воздействие. Частота нагружения образца составляет 12 Гц. Радиус загиба регулируется изменением расстояния от подвижного механизма до зажима. Также в устройстве предусмотрена возможность изменения частоты воздействия на образец.

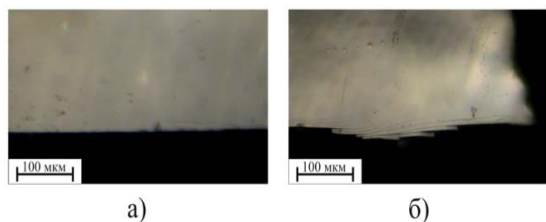


Рис. 2. Траектория роста усталостной трещины:

- а) в середине образца, б) вблизи края образца

При изгибных напряжениях 1,18 ГПа образцы выдерживают до 4×10^4 циклов. Рост трещин носит хрупкий характер. Вблизи края образца трещина может переходить в параллельные плоскости, тогда как в центре образца её рост происходит по одной плоскости (рис. 2).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (16-31-00432)

ЛЕГИРОВАНИЕ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ АТОМАМИ МЕТАЛЛА МЕТОДОМ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Карьев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П.

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

В работе показана возможность имплантации металла в ионные кристаллы методом термоэлектрического воздействия, исследованы свойства ионных кристаллов с имплантированным металлом.

Пары свежевыколотых кристаллов помещали между электродами, параллельными плоскости контакта кристаллов так, что внешние большие грани бикристалла контактировали с электродами. Между половинками расколотого образца помещали проволочку из золота диаметром ~ 40 мкм или фольгу других металлов. Вся установка помещалась в печи ($T \leq 1023$ К), на электроды подавалось постоянное напряжение, плотность тока в опытах ~ 125 А/м².

Исследование активационных характеристик проводимости кристаллов с частицами металла по сравнению с образцами без имплантированного в них металла показало уменьшение энергии активации примесной проводимости на 9% для кристаллов NaCl, на 22% – для кристаллов LiF. Имплантация металла в кристалл NaCl сопровождается образованием несплошности, которая представляет собой полость, ограниченную криволинейной поверхностью второго порядка. Несколькими независимыми методами (спектральными, электронно-микроскопическими, измерением микротвердости) определено распределение имплантируемого металла в кристалле. Например, для Au наибольшая концентрация золота в кристалле наблюдается на фронте, диффундирующих в кристалле частиц.

Исследованы спектры пропускания кристаллов LiF в исходном состоянии и после имплантации в кристалл металла. Отмечено уменьшение коэффициента пропускания в диапазоне длин волн от 15,7 до 20 мкм на 15-20%.

На примере композиций LiF+Au и NaCl+Au показано, что в процессе имплантации металла в кристалл отмеченным методом в кристаллах протекают твердофазные реакции, приводящие к образованию фторидов и хлоридов Au ($\text{Li}[\text{AuF}_6]$, AuF_3 , AuF_5 , AuCl_3).

Образование новых фазовых состояний влияет на механические свойства кристаллов с имплантированным металлом – увеличивается модуль упругости, предел прочности, общая величина деформации, а также среднее значение коэффициента упрочнения, и на электрофизические свойства ионных кристаллов, таких как диэлектрическая проницаемость (ϵ), удельная проводимость (γ), коэффициент диэлектрических потерь. Отмечено, что чем меньше энергии связи атомов имплантируемого в кристалл металла, тем больше увеличивается микротвердость образца. Изменение значений частотных зависимостей $\epsilon(\nu)$, $\gamma(\nu)$, $\epsilon \cdot \text{tg} \delta(\nu)$ зависит от количества имплантируемого металла. Количественные изменения таких параметров, как удельная проводимость и коэффициент диэлектрических потерь при изменении частоты являются следствием изменения диэлектрических свойств образцов [1].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-41-03166

1. Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Карьев Л.Г. Исследование влияния металла, имплантированного в условиях термоэлектрического воздействия, на свойства ионных кристаллов // Вестн. Тамб. Ун-та. Сер.: Естеств. и техн. науки. – 2012. – Т. 17, вып. 1. – С. 131-134.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ИЗ БАББИТА Б83

Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Ахунова А.Х.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа

valeevs@mail.ru

Вкладыши подшипников скольжения большинства тяжелонагруженных крупногабаритных агрегатов (например, турбин гидроэлектростанций), традиционно изготавливают из сплавов баббита (Sn–Sb–Cu). Эти сплавы с неоднородной структурой, состоящей из пластичной матрицы, в которой распределены твердые изолированные частицы β - и η -фаз, характеризуются высокими антифрикционными свойствами. Известно [1], что если электрохимическим осаждением или методами термомеханической обработки получить слой, изначально характеризующийся равномерным распределением мелкодисперсной интерметаллидной фазы, можно исключить стадию приработки при износе.

Цель работы состояла в определении эффективной толщины контактного слоя с мелкодисперсной интерметаллидной фазой, повышающей прочность баббитового вкладыша при износе.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Образцы подвергались изнашиванию при воздействии вращающегося вала диаметром 300 мм и скоростью вращения 314 рад/с. Механические характеристики баббита с разной степенью дисперсности β -фазы задавались по данным [2]. Моделировался износ двух видов образцов, имитирующих подшипники скольжения: 1) с однородным вкладышем из баббита с размером β -фазы 250 мкм, толщиной 2, 4 и 6 мм (рис. 1а); 2) с двухслойным вкладышем, в котором контактному слою толщиной 0,1 мм задавались параметры баббита с размером β -фазы 50 мкм (рис. 1б).

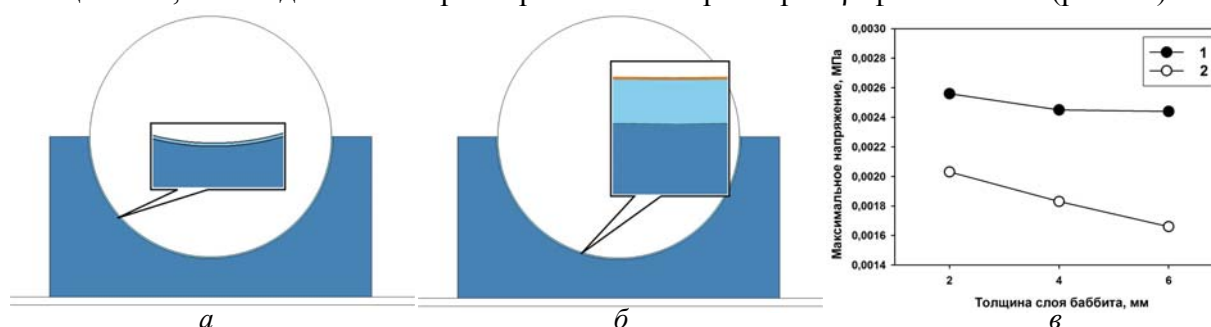


Рис.1. Конечноэлементная модель образца а) однородного, б) двухслойного, в) зависимость максимального напряжения от толщины слоя баббита

Показано, (рис.1в), что наличие контактного слоя толщиной 0,1 мм с мелкодисперсной и равномерно распределенной β -фазой приводит к значительному (25% и более) снижению максимального напряжения в слое баббита и росту запаса прочности.

1. Valeeva A. Kh., Valeev I. Sh., Fazlyakhmetov R. F., and Pshenichnyuk A. I. The Physics of Metals and Metallography 116 (2015) 509–511.
2. Sadykov F.A., Barykin N.P., Valeev. I. Sh., Danilenko V.N. Journal of Materials Engineering and Performance. 12 (2003) 29-36.

ОСОБЕННОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛА ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ

Астафьев В.И., Федорченко Д.Г., Яковлев А.С.

Самарский государственный аэрокосмический университет
Самара, Российская Федерация
vladimir.astafev@mail.ru

Существующий в настоящее время отечественный стандарт ГОСТ 25.506-85 по определению характеристик трещиностойкости материалов при статическом нагружении не рассматривает возможность использования при испытаниях кольцевых или С-образных образцов с надрезом. Испытания на внецентренное растяжение С-образных образцов с надрезом включены в стандарт ASTM E 399-83 и более поздние редакции этого стандарта. Однако размеры образцов допускают реализацию испытаний в соответствии с этим стандартом лишь для трубопроводных систем достаточно большого диаметра ($D > 150$ мм). В связи с этим возникает проблема при испытаниях на трещиностойкость трубопроводных систем малого и среднего диаметра ($D \sim 50$ мм).

В работе [1] была изложена методика испытаний на трещиностойкость тонкостенных трубопроводных систем в случае несквозных трещин с использованием С-образных образцов с поверхностным надрезом в условиях трехточечного изгиба. Замена внецентренного растяжения, принятого в стандарте ASTM E399-83, на трехточечный изгиб позволила снять ограничения на толщину стенки трубопровода, т.к. отпала необходимость в отверстиях, просверливаемых для осуществления внецентренного растяжения.

Основной характеристикой механики упруго-пластического разрушения является J_c – критическое значение J -интеграла. Для тонкого криволинейного стержня с трещиной глубиной l , изгибаемого моментом M , можно записать, что [2]

$$K_I = \sqrt{EJ} = \frac{6M}{Bh^{3/2}} \sqrt{\frac{\beta_M}{3} ((1-\alpha)^{-3} - 1)},$$

где B и h – ширина и толщина стержня, $\alpha = l/h$ – безразмерная глубина надреза, β_M – эмпирический поправочный коэффициент, (при трехточечном изгибе $\beta_M \sim 1.32$). Процедура испытаний была следующей. Из стенки коллектора вырезались кольца шириной $B = (6-8)h$, из которых были изготовлены С-образные образцы с центральным надрезом глубиной $l = (0.4-0.5)h$. Образцы нагружались на трехточечный изгиб с записью диаграммы нагрузка-прогиб образца. По предельному значению нагрузки вычислялось предельное значение изгибающего момента, а по нему – значение K_{IC} .

На основе изложенной методики для тонкостенного коллектора их жаропрочного сплава ЭИ962 были определены значения его трещиностойкости. Полученные значения $K_{IC} = (205-283)$ кГ/мм^{3/2} показали, что металл коллектора обладает высокой стойкостью к развитию в нем поверхностных осевых трещин.

1. Ж. Капель, Ю.Г. Матвиенко, Г. Плювинаж. Вязкость разрушения и водородное охрупчивание труб при наличии надрезов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. – Т. 75. – № 3. – С. 43-48.
2. R. Kienzler, G. Herrmann. Mechanics in Material Space. New York: Springer, 2000

ПОВЕДЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ АРМИРОВАННОГО СТАЛЬНЫМИ ВОЛОКНАМИ БЕТОНА НА ОСНОВЕ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Селютина Н.С.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
nins_s@mail.ru

Поведение прочностных характеристик бетона, армированного стальным волокном, под действием динамических нагрузок исследуется по экспериментальным данным с различной геометрией волокон [1-4]. В работе, предлагается качественный метод оценки поведения прочности бетона при увеличении доли армирования. На основе критерия разрушения [5-6], вычисляется инкубационное время как свойство материала, зависящее только от структурных изменений. Предел прочности бетона в широком диапазоне скоростей деформаций прогнозируется для различных объемных долей волокна (На Рис.1 показан расчет по данным [1]). Устанавливается однозначное соответствие в поведении инкубационного времени и среднего предела прочности по данным [1] с точки зрения концепции инкубационного времени [5-6]. Общий обзор по поведению статической прочности стальных волокон [1-4] представлен на рис.2. Расчет по критерию разрушения [3,4] показывает, что, несмотря на увеличение статической прочности, инкубационное время начинает убывать с некоторой объемной доли волокна. Влияние изменений во внутренней структуре материала проявляется лучше под действием ударных нагрузок.

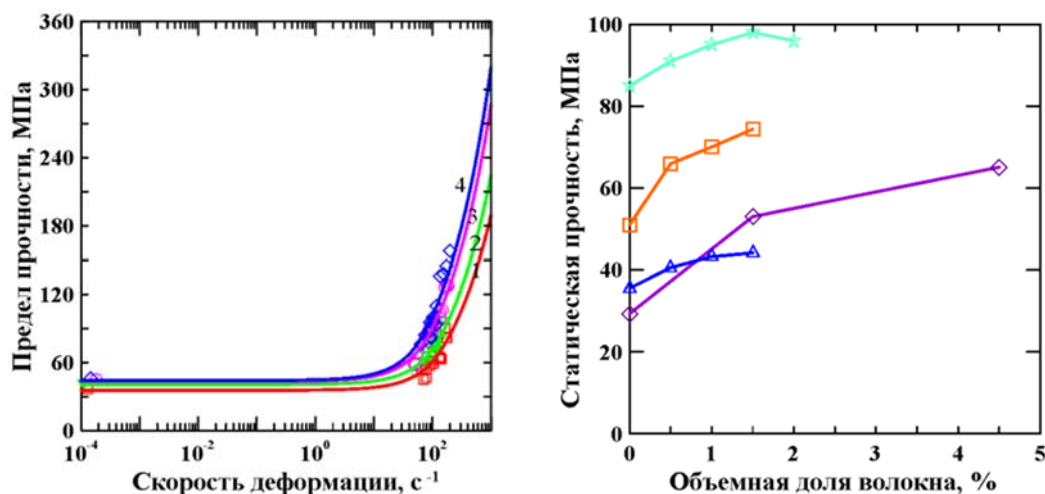


Рис.1. Предел прочности в зависимости от скорости деформации по критерию разрушения и по экспериментальным данным [1]. Рис.2. Обзор поведения статической прочности для различной объемной доли стального волокна по данным [1] (синий цвет), [2] (бирюзовый цвет), [3] (оранжевый цвет) [4] (фиолетовый цвет).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-31-00254.

1. Hao Y., Hao H., 2013. Constr. Build. Mater. 48, 521–532.
2. Song P.S., Hwang S., 2004. Constr. Build. Mater. 18, 669 –673.
3. Yet, T.Ch., Hamid, R., Kasamuri, M., 2012. Advances in Civil Engineering 2012, 1-6.
4. Wang Z.-L., Liu Y.-S., Shen R.F., 2008. Constr. Build. Mater. 22, 811–819
5. Petrov Yu.V., 1991. Sov. Phys. Dokl. 36, 802–804.
6. Petrov Y.V., Morozov N.F., Smirnov, V.I., 2003. Engrg. Mater. Struct. 26, 363–372.

ОБРАЗОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

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

¹ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, tabat@imp.uran.ru

²МГТУ им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия, plokhikh@bmstu.ru

Методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура экономнолегированной низкоуглеродистой стали мартенситного класса ВКС-10, подвергнутой циклической обработке по различным вариантам.

В качестве объекта исследования была выбрана сталь марки ВКС-10 (13ХЗНЗМ2ВФБ-Ш). Исходные заготовки были подвергнуты предварительной нормализации при температуре 940 °С и отпуску при 660 °С в течение 3 ч, в результате которой сталь приобретала структуру реечного мартенсита.

Осуществляли теплую деформацию прокаткой в α -состоянии при температуре 700 °С за 12 проходов, проводя при каждом проходе промежуточный подогрев до температуры деформации и не допуская охлаждения образца ниже температуры 500 °С. Суммарная степень деформации составляла 80%. Исследования показали, что теплая прокатка привела к заметным изменениям в структуре, связанным с развитием процессов полигонизации и начальных стадий рекристаллизации «in situ». Было установлено, что наряду с субзернами, имеющими между собой небольшую разориентацию, возникли фрагменты, окруженные высокоугловыми границами, но в целом сохраняются признаки реечной структуры. Происходящий при такой обработке распад α -твердого раствора и выделение крупных карбидов типа Me_6C и Fe_3C приводят значительному снижению прочности.

Второй режим циклической обработки включал нагрев до температуры 1000°С, подстуживание до 700 °С, деформацию прокаткой, после которой следовала закалка в масле. Далее повторяли этот цикл 12 раз до суммарной деформации, равной 80%. Обработка заканчивалась отпуском при температуре 530°С, 1 ч. Показано, что 12 циклов такой обработки, включавшей многократный нагрев в аустенитную область температур, не приводят к заметной фрагментации структуры, однако способствует увеличению количества остаточного аустенита.

При проведении обработки по третьему режиму заготовки нагревали до температуры 1000 °С, затем температуру в печи снижали до 700 °С и осуществляли прокатку. При этом минимальная температура образца не опускалась ниже 500 °С. Затем подогревали образец до 700 °С и проводили второй цикл прокатки. Таким образом было проведено 12 циклов с суммарной деформацией 80 %. Последний цикл был завершён охлаждением в масле. На завершающей стадии обработки был проведен отпуск при температуре 530°С в течение 1 ч. В течение всей обработки сталь находилась в аустенитном состоянии. Каждый последующий цикл деформации способствовал увеличению ротационных разворотов между отдельными субзернами аустенита. На завершающей стадии, при последующем охлаждении, в деформированном аустените происходило $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение, приводящее к образованию фрагментированной α -фазы с высокой долей супермелких зерен размером менее 0,5 мкм. Данная обработка позволила повысить прочность и твердость стали ВКС-10 при незначительном снижении пластичности. Это указывает на перспективность предложенного способа обработки для упрочнения высоконагруженных деталей современной техники.

Данная работа выполнена в рамках темы «Структура» (№ 01201463331) при частичной поддержке Комплексной программы УрО (проект № 15-17-2-24).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ SrMoO_4 , ЛЕГИРОВАННЫХ РЗ ИОНАМИ

Дунаева Е.Э., Ивлева Л.И., Кузьмичева Г.М.*, Папашвили А.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт общей физики
им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия

* Московский технологический университет, МИТХТ, Москва, Москва, Россия
edynaeva@rambler.ru

На сегодняшний день поиск новых многофункциональных лазерно-рамановских сред, позволяющих генерировать мощное когерентное излучение на новых длинах волн в среднем ИК (1.5-5 мкм) спектральном диапазоне и осуществлять дискретную перестройку частоты излучения, является актуальной задачей. Структура ВКР-активного кристалла молибдата стронция допускает легирование лазерно-активными редкоземельными элементами, например, празеодимом, гольмием и тулием. Такой кристалл может успешно работать, выполняя одновременно две функции: во-первых, позволяет осуществить лазерное усиление и генерацию на РЗ ионах (функция лазерной среды), во-вторых – обеспечить высокоэффективную ВКР конверсию лазерного излучения (функция нелинейной среды). Нами разработана технология монокристаллов молибдата стронция, легированных ионами Pr^{3+} , Ho^{3+} и Tm^{3+} позволяющая воспроизводимо получать методом Чохральского кристаллы хорошего оптического качества и получены концентрационные серии кристаллов SrMoO_4 , с размерами до 20мм в диаметре и длиной до 50мм. SrMoO_4 кристаллизуется в структуре шеелита (пр. гр. $I4_1/a$): ионы Sr^{2+} находятся в искаженном додекаэдре, ионы Mo^{6+} - в тетраэдре. Ионы-активаторы вводились в расплав в виде $\text{RE}^{3+}\text{Nb}^{5+}\text{O}_4$ ($\text{RE}^{3+} = \text{Pr}^{3+}, \text{Tm}^{3+}, \text{Ho}^{3+}$) с искаженной структурой шеелита, что благоприятно для изоморфного замещения и электронейтральности системы.

Результаты уточнения структуры SrMoO_4 рентгеноструктурным методом свидетельствуют о вакансиях в позиции Sr ($(\text{Sr}_{0.988(6)}\square_{0.012})\text{MoO}_4$), что объясняет желтоватый цвет, обусловленный центром окраски $(V_{\text{Sr}}'', 2h^*)^*$. В системах с Ho^{3+} и Tm^{3+} образуются разные точечные дефекты: $0 \rightarrow \text{Ho}_{\text{Sr}}^{\bullet} + \text{Nb}_{\text{Mo}}'$ и $0 \rightarrow \text{Tm}_{\text{Sr}}^{\bullet} + V_{\text{Sr}}^{\text{m}'} + \text{Nb}_{\text{Sr}}^{\text{p}'} + V_{\text{Mo}}^{\text{q}''}$, соответственно, что, наиболее вероятно, обусловлено большими различиями в размерах ионов Sr^{2+} и Tm^{3+} ($r_{\text{Sr}} = 1.26 \text{ \AA}$, $r_{\text{Tm}} = 0.99 \text{ \AA}$) по сравнению с Ho^{3+} ($r_{\text{Ho}} = 1.02 \text{ \AA}$). Можно ожидать, что близость размеров Sr^{2+} и RE^{3+} будет увеличивать границы изоморфного гетеровалентного замещения в $\text{SrMoO}_4:\text{RE}^{3+}$, а увеличение разницы – образованию ограниченного твердого раствора внедрения. Измерены эффективные коэффициенты распределения ионов Pr^{3+} , Ho^{3+} и Tm^{3+} в кристалле SrMoO_4 , которые составили 0.80, 0.40 и 0.25, соответственно. Методом Виккерса была исследована микротвердость легированных кристаллов SrMoO_4 при нагрузке 10-25г. Значения микротвердости для номинально чистого и легированных кристаллов находились в пределах $4,25 \text{ ГПа} \pm 5\%$.

Изучены спектрально-люминесцентные характеристики выращенных кристаллов. Сечение люминесценции кристалла $\text{SrMoO}_4:\text{Tm}^{3+}$ в максимуме двухмикронного лазерного перехода ионов тулия составило $0.55 \times 10^{-20} \text{ см}^2$. На кристалле $\text{SrMoO}_4:\text{Tm}^{3+}$ получена лазерная генерация на длине волны 1,94 мкм при возбуждении лазерным диодом на 790нм.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (грант № 16-32-00423) и РНФ (грант № 14-22-00248).

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЙ ИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, МИКРОТВЁРДОСТЬ И АДГЕЗИЮ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

^{1,2}Лотков А.И., ¹Кашин О.А., ³Кудряшов А.Н., ¹Круковский К.В.

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет,*

³*ООО «Ангиолайн», г. Новосибирск, Россия*

okashin@ispms.tsc.ru

Одним из направлений повышения биосовместимости медицинских имплантатов является модификация их поверхности различными ионно-плазменными методами, в частности, методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации и осаждения (ПИ-ИИиО). К настоящему времени надёжно показано, что на взаимодействие клеток живого организма с имплантатами оказывает влияние химический и фазовый состав поверхностного слоя и его топография. Ионно-плазменные методы обработки позволяют изменять химический состав и структурно-фазовое состояние только в тонких поверхностных слоях, сохраняя физико-механические свойства основного материала. Это особенно важно при разработке медицинских имплантатов из сплавов на основе никелида титана, в частности, внутрисосудистых стентов, которые используются для восстановления просвета кровеносного сосуда при его сужении. В связи с вышеизложенным изучение влияния ПИИИиО на формирование структурно-фазового состояния поверхностных слоёв никелида титана и его физико-механических свойств является необходимым этапом при разработке имплантатов с высокой биосовместимостью.

В работе исследовано влияние технологических режимов плазменно-иммерсионной модификации ионами кремния на изменение химического и фазового состава поверхностных слоёв модельных образцов из сплава на основе никелида титана, используемого для изготовления внутрисосудистых стентов. Показано, что в зависимости от режимов обработки на поверхности образцов могут быть сформированы как покрытие из кремния различной толщины, так и поверхностные слои без покрытия со сложным распределением химических элементов.

Показано, что при технологических режимах, обеспечивающих формирование покрытия, структура покрытия является квазиаморфной. В покрытии имеются мелкодисперсные выделения кубического оксида кремния SiO_2 . Как в слое, находящемся непосредственно под покрытием, так и в поверхностном слое образцов без покрытия в результате ПИИИиО в плазме, содержащей ионы кремния, изменился фазовый состав и объёмная доля фаз. Увеличилось объёмное содержание вторичных фаз $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{OC})$ и Ti_3Ni_4 , появились фаза со сверхструктурой B2 с уменьшенным параметром решётки, промежуточная R-фаза, а также кубический диоксид кремния SiO_2 .

Установлено, что изменение химического и фазового состава поверхностных слоёв никелида титана не повлияло на величину эффекта сверхэластичности сплава, который обеспечивает восстановление формы имплантата при его установке в организм человека. Исследования микротвёрдости показали, что после обработки микротвёрдость для образцов без покрытия практически не отличается от таковой для исходных образцов. На образцах с покрытием наблюдается увеличение микротвёрдости почти в 1,5 раза. Как покрытие, так и модифицированный слой обладают высокой адгезией к основному материалу и не растрескиваются и не отслаиваются при деформации в ходе проведения операции по установке имплантата.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП № 14.604.21.0031 уникальный идентификатор проекта RFMEFI 60414X0031.

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ НА ЭВОЛЮЦИЮ СОСТАВЛЯЮЩИХ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

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

Разработана физико-математическая модель температурного упрочнения сплавов с частицами упрочняющей фазы со сверхструктурой $L1_2$ [1]. Проведены модельные расчёты изменения плотности линейных и точечных деформационных дефектов в процессе пластического сдвига. Выявлены масштабные характеристики упрочняющей упорядоченной фазы, температура и скорость деформации, при которых в составе дислокационного ансамбля в процессе пластической деформации появляются дипольные дислокационные структуры.

Теоретические исследования выявляют увеличение с ростом температуры доли упорядоченных частиц, переходящих в разряд неперерезаемых дислокациями (недеформируемых) в процессе деформации. Этот эффект возможен внутри упорядоченной частицы со сверхструктурой $L1_2$ благодаря явлению самоблокировки винтовой дислокации (образование барьера Кира-Вильсдорф) или диффузионного торможения краевой дислокации при осаждении на ней точечных дефектов. Выявлено, что переход части когерентных упорядоченных частиц в разряд недеформируемых вносит ряд изменений в дислокационный ансамбль: появление колец Орована, призматических петель и при определённых условиях – дипольных конфигураций (рис. 1).

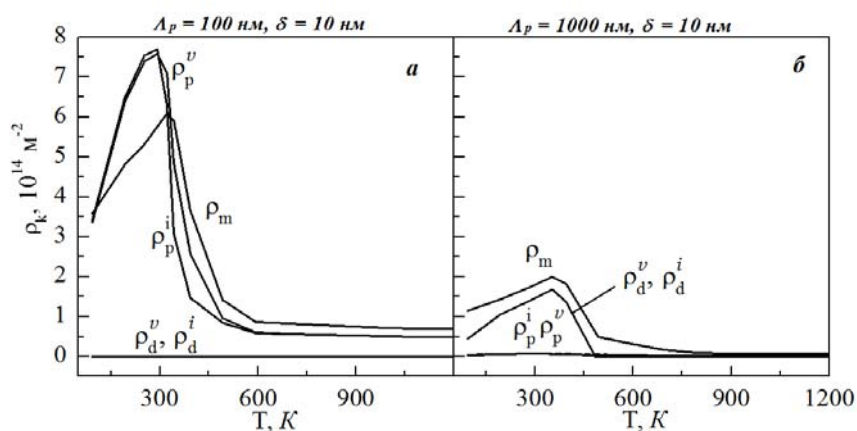


Рис. 1. Температурная зависимость составляющих дислокационной подсистемы дисперсно-упрочненного материала на основе никеля, упрочненного частицами, имеющими сверхструктуру $L1_2$. Расстояние между частицами, диаметр частиц указаны на рисунке. Степень деформации 0,3. Скорость деформации 10^{-2} с^{-1} .

В материалах с наномасштабными упрочняющими частицами со сверхструктурой $L1_2$ наблюдаются более высокие значения плотностей призматических петель и матричных дислокаций (рис. 1 а) по сравнению с материалами, упрочненными сверхструктурными частицами, расположенными на микро-расстояниях (рис. 1 б), хотя критическая плотность дислокаций в материалах с наномасштабными характеристиками упрочняющей фазы не достигается, и дислокационные диполи не формируются на протяжении всего процесса деформации. В материале, упрочненном сверхструктурными частицами, расположенными на большом расстоянии, достижение критической плотности дислокаций приводит к добавлению в дислокационный ансамбль дислокационных дипольных

структур, плотность которых заметно превышает плотность призматических петель (рис. 1 б) в указанном материале.

1. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Кулаева Н.А., Старенченко В.А. Математическое моделирование пластической деформации материала с ГЦК матрицей и упрочняющими частицами со сверхструктурой $L1_2$ / Известия РАН. Серия физическая, 2014, том 78, № 3, С. 351-356.

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА $\text{Ni-Co-Mn-Cr-(In,Sn)}$

Бучельников В.Д., Соколовский В.В., Загребин М.А

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия,
buche@csu.ru

Функциональные свойства сплавов Гейслера Ni-Mn-Z ($Z = \text{Ga, In, Sn, Sb}$) с избытком Mn и с дополнительными четвёртым и пятым элементами (например, Co и Cr), такие как эффект памяти формы, эффект обменного смещения и магнитокалорический эффект (МКЭ), являются перспективными для будущих технологий [1]. Эти свойства обусловлены сложным магнитным упорядочением, которое изменяется от ферромагнитного состояния в аустените до сложного магнитного упорядочения в мартенсите ниже магнитоструктурного перехода [2].

Конкурирующие магнитные взаимодействия в сплавах Ni-(Co)-Mn-In приводят к характерным скачкам на кривых намагничивания в области магнитоструктурного фазового перехода [3]. В сплавах с избытком Mn, который занимает преимущественно узлы Z подрешётки, уменьшаются расстояния между ближайшими соседями Mn-Mn. В связи с этим в данных сплавах возникают сильные антиферромагнитные взаимодействия.

В данной работе исследуются нестехиометрические сплавы Гейслера Ni-Mn-In(Sn) , легированные атомами Co-, Cr- и C. Эти исследования обусловлены тем, что последние экспериментальные измерения показали, что образцы сплавов Гейслера с избытком Mn, легированные Co, обладают значительным МКЭ: адиабатическое изменение температуры при магнитоструктурном переходе в сплаве $\text{Ni}_{45,2}\text{Co}_{5,1}\text{Mn}_{36,7}\text{In}_{13}$ составило $\Delta T = 6 \text{ K}$ [4]. Представляет интерес также изучить влияние дополнительных атомов Cr и Co на значение МКЭ. До теоретического моделирования МКЭ с помощью метода Монте-Карло следует определить равновесное магнитное состояние Co-, Cr- и C-легированных Ni-Mn-In(Sn) сплавов.

Для определения равновесного параметра решётки и соответствующих магнитных состояний в аустените с $L2_1$ структурой для различных четверных и пятерных сплавов проведена релаксация специальной квазислучайной 32-атомной решётки и различных магнитных основных состояний. Также рассчитана полная энергия как функция тетрагонального искажения c/a для различных магнитных состояний Co-, Cr- и C-легированных сплавов Гейслера.

Работа поддержана грантами РНФ № 14-12-00570, Министерства образования и науки РФ № 3.2021.2014/К и РФФИ № 14-02-01085.

1. A. Planes et al., J. Phys.: Condens. Matter **21**, 233201 (2009).
2. D. Y. Cong et al., Acta Mater. **60**, 5335 (2012).
3. P. Entel et al., Eur. Phys. J. B **86**, 65 (2013).
4. J. Liu et al., Nature Mater. **11**, 620 (2012).
5. D. Comtesse et al., Phys. Rev. B **89**, 184403 (2014).

АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОМ ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Томск, Россия

okashin@ispms.tsc.ru

В последние годы много внимания уделяется разработке ионно-плазменных методов модификации поверхности медицинских имплантатов с целью повышения их биосовместимости с живым организмом. В результате модификации на поверхности имплантата либо формируется сплошной слой (покрытие) заданного состава, либо происходит легирование поверхностного слоя выбранным элементом (диффузионный слой). Толщина этих слоёв, распределение элементов в них может также варьироваться в зависимости от технологических режимов модификации. Всё это влияет на свойства модифицированной поверхности, поэтому в процессе отработки технологии необходимо проводить аттестацию сформировавшихся модифицированных слоёв. Корректная оценка модифицированных слоёв усложняется их малыми толщинами. Традиционно для исследования тонких слоёв применяют метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и метод послойной электронной оже-спектроскопии (ЭОС). Однако для исследования методом ПЭМ необходимо использование специализированных методов приготовления образцов, а для исследований методом ЭОС необходима относительно большая площадь анализа. Одним из альтернативных методов исследования является метод рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). В отличие от методов ПЭМ и ЭОС, он относится к неразрушающим методам исследований и позволяет проводить анализ материалов в локальных объёмах.

При исследовании методом РСМА объём анализируемой зоны, в которой происходит генерация рентгеновского излучения, зависит от ускоряющего напряжения. Если толщина модифицированного слоя меньше глубины зоны генерации, то в эту зону попадает как модифицированный слой, так и основной материал. Таким образом, в результатах анализа будет отображаться относительная концентрация элементов, входящих в зону генерации, то есть элементов модифицированного слоя и элементов основного материала, которые попали в эту зону. При последовательном уменьшении ускоряющего напряжения происходит закономерное уменьшение глубины зоны генерации и, соответственно, уменьшается объём основного материала и возрастает доля модифицированного слоя, попавших в зону генерации. По зависимости концентрации элементов от ускоряющего напряжения можно судить об их распределении по глубине, о наличии и ширине переходной зоны между модифицированным слоем и основным материалом, о толщине модифицированного слоя.

В настоящей работе проиллюстрирована возможность использования такого метода при исследовании распределения химических элементов в поверхностном слое модельных образцов из сплава на основе никелида титана, используемого для изготовления сердечно-сосудистых имплантатов, после плазменно-иммерсионной модификации ионами кремния. Образцы были обработаны по различным режимам, которые позволяют получать модифицированные поверхности двух типов: сплошной слой модифицирующего элемента с переходной диффузионной зоной с различными толщинами, и диффузионный слой. Построены графики зависимостей распределения кремния, титана и никеля в зависимости от величины ускоряющего напряжения и проведён анализ формирующихся приповерхностных слоёв. Показана возможность использования предложенного

метода при исследованиях ионно-модифицированных слоёв непосредственно на саморасширяющихся внутрисосудистых стентах из никелида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП (Соглашение № 14.578.21.0118 от 27.10.2015 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57815X0118).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Ca-Mn

¹Наумова Е.А., ²Белов Н.А.

¹МГТУ им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия,
jan73@mail.ru

²«МИСус», Москва, Россия,
nikolay-belov@yandex.ru

Авторы работы [1] с 90-х годов прошлого века занимаются поиском альтернативных силуминам эвтектических композиций для создания на их основе литейных сплавов нового типа. В качестве одной из перспективных систем, согласно последним исследованиям [2], мы рассматриваем систему Al–Ca–Mn. В работе ставились задачи исследовать структуру сплавов этой системы, выбрать сплавы оптимального состава для последующей горячей и холодной пластической деформации, оценки механических и литейных свойств.

Экспериментальные сплавы Al–4%Ca+1%Mn, Al–4%Ca+3%Mn и Al–10%Ca + 1%Mn, Al–7%Ca+1%Mn плавил в электропечи сопротивления фирмы ЛАС. Горячую прокатку осуществляли на лабораторном стане 260, скорость прокатки 0,2 м/с. Холодную прокатку осуществляли на прокатном стане ВЭМЗ-СМ, скорость прокатки 5,5м/мин. Горячеломкость оценивали с использованием пробы «арфа». Жидкотекучесть определяли с помощью комплексной пробы с вертикальным U-образным каналом.

Исследования микроструктуры алюминиевых сплавов системы Al–Ca–Mn, проведенные с помощью оптической, сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) показали, что эвтектика в них более дисперсна по сравнению с эвтектикой двойных алюминий-кальциевых сплавов, в сплавах Al–4Ca–3Mn и Al–10Ca–1Mn присутствуют первичные кристаллы двойных и тройных соединений, которые не желательны при деформационном воздействии.

Установили, что сплав Al–4Ca–1Mn, имеющий в структуре около 15 масс.% эвтектики (Al)+Al₄Ca, воспринимает горячую прокатку ($T = 450^{\circ}\text{C}$) со степенью обжатия 80% и холодную прокатку со степенью обжатия 92%. Его свойства в холоднокатаном состоянии: микротвердость 79,4 HV, предел прочности 229МПа, относительное удлинение 20%, что соответствует прочностным характеристикам промышленных деформируемых сплавов типа АМц и АМг. А по литейным свойствам (горячеломкость и жидкотекучесть) сплавы системы Al–Ca–Mn не уступают известным силуминам типа АК7.

1. Белов Н.А., Золоторевский В.С. Литейные сплавы на основе алюминий-никелевой эвтектики (никалины) как возможная альтернатива силуминам, Цветные металлы, 2003, №2. – С.99-105.
2. Наумова Е.А, Белов Н.А., Базлова Т.А. «Влияние термообработки на структуру и упрочнение литейного алюминиевого эвтектического сплава Al₉Zn₄Ca₃Mg», Металловедение и термическая обработка металлов, 2015, №5, С.30-36.

НАКОПЛЕНИЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ КРУПНОЗЕРНИСТОГО И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$

¹Кашин О.А., ²Дударев Е.Ф., ^{1,2}Лотков А.И., ¹Гришков В.Н.

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия, okashin@ispms.tsc.ru

В настоящее время в медицинской практике для лечения ряда заболеваний и травм широко используются имплантаты из металлов и сплавов. Во время нахождения в организме человека имплантаты испытывают циклические нагрузки из-за естественных движений человека. Поэтому усталостная долговечность является важнейшей характеристикой имплантата, определяющей его срок службы в организме человека. В большинстве случаев конструкция имплантатов обеспечивает их функционирование при напряжениях ниже предела текучести материала имплантата. Однако даже при таких напряжениях в изделиях накапливается остаточная неупругая микродеформация. Интенсивность накопления остаточной микродеформации определяет размерную стабильность имплантата. Для медицинских имплантатов размерная стабильность является принципиальной характеристикой, поскольку изменение формы изделия может привести к тому, что имплантат перестанет выполнять свои функции, а также приведет к появлению концентраторов напряжений на тканях организма.

В настоящее время для изготовления медицинских имплантатов различного назначения широко используются сплавы $TiNi$ с эффектом памяти формы, в частности, для внутрисосудистых стентов. В настоящей работе на сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ с крупнозернистой (КЗ) и субмикрокристаллической (СМК) структурой выполнены исследования размерной стабильности при квазистатическом и циклическом изгибе.

Испытания квазистатическим и циклическим изгибом проводили на плоских образцах размером $50 \times 0,5 \times 0,40$ мм по схеме знакопостоянного изгиба по оправке методом нагрузки-разгрузки при различных температурах и амплитудах деформации.

Проведенные исследования показали, что при квазистатическом нагружении при температуре испытания $T = 309$ К интенсивность накопления остаточной деформации для сплава с СМК структурой намного слабее по сравнению с КЗ материалом. Предположено, что значительная часть накопленной деформации в КЗ материале связана с образованием мартенсита деформации. При нагреве до 373 К накопленная деформация полностью возвращалась. Для СМК сплава при указанной температуре испытаний образование мартенсита деформации подавляется, и накопление деформации идёт очень медленно.

При циклическом нагружении интенсивность накопления остаточной деформации для сплава с СМК структурой также слабее по сравнению с КЗ материалом. Однако при циклическом нагружении в КЗ материале накопленная деформация при нагреве не возвращается. Это дает основание предположить, что накопление остаточной деформации для КЗ сплава определяется в основном дислокационными механизмами. Для СМК сплава накопление остаточной деформации с ростом числа циклов, по-видимому, обусловлено формированием деформационного мартенсита в результате воздействия циклических напряжений.

Таким образом, формирование субмикрокристаллической структуры в сплаве $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ приводит к увеличению сопротивления микродеформации при квазистатическом и циклическом изгибе. Изучение закономерностей накопления микродеформации при различных условиях нагружения позволяют прогнозировать условия использования медицинских имплантатов из этого материала.

МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Громов В.Е.³, Никитина Е.Н.³

¹ *Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия,
yufi55@mail.ru*

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

³ *Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия,
Nikitina_EN@mail.ru*

В условиях интенсивной (мегопластической [1-2]) деформации на наномасштабном структурном уровне при деформации закаленной среднеуглеродистой стали было обнаружено формирование вытянутых областей локализации деформации-каналов деформации, в которых локализован сдвиг в десятки раз превосходящий средний по материалу

Целью работы является выявление и оценка локализации пластической деформации конструкционной стали с бейнитной структурой на последних стадиях ее деформации.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30X2H2MФА. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °С, 1,5 час.; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удастся достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125).

Исследования стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, при степени деформации $\varepsilon > 36\%$ выявили формирование каналов локализованной деформации- особых структурных состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен. Эти области достигают нескольких мкм в длину и имеют в поперечине до 0,5 мкм. Особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях.

Канал деформации имеет сложное строение, сформированное кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50-100нм. С ростом степени деформации объем материала, занятого каналами деформации, возрастает, достигая при разрушении нескольких процентов.

1. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. – 174 с.
2. Громов В.Е., Козлов Э.В., Панин В.Е. и др. Каналы деформации в условиях электропластического стимулирования// Металлофизика. - 1991. - Т.13, №11. - С.9-13.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КОМПАКТЫ И КОМПОЗИТЫ ИЗ АЛМАЗОПОДОБНОГО НИТРИДА БОРА

Филоненко В.П., Зибров И.П., Антанович А.А, Анохин А.С.

ФГБУН Институт физики высоких давлений РАН, г. Троицк, Москва, Россия

filv@hppi.troitsk.ru

Сверхтвердые компакты и композиты на базе алмазоподобных модификаций нитрида бора широко применяются при механической обработке закаленных сталей, чугунов и спецсплавов. Для синтеза монокристаллических порошков кубической фазы (сBN) используются статические давления, а нанополикристаллы вюрцитного нитрида бора (wBN) кристаллизуются в ударных волнах.

В данной работе представлены результаты получения при одинаковых термобарических условиях наноструктурированных компактов и композитов из нитрида бора и проведено сравнение их прочностных характеристик.

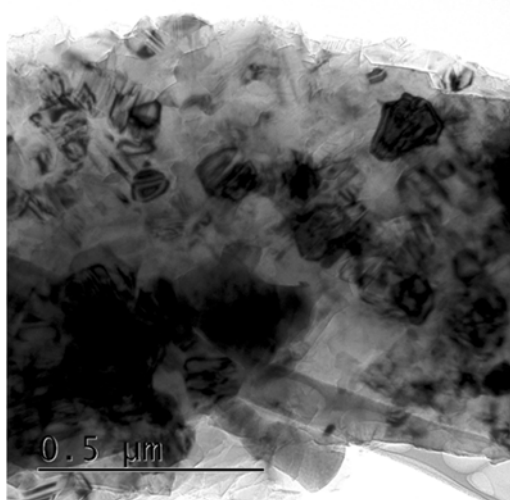


Рис. 1.

В серии экспериментов использовались камеры с профилированными твердосплавными наковальнями типа тороид. Между наковальнями помещалась ячейка из литографского камня. После достижения в ней давления ≈ 8.0 ГПа реакционный объем разогревался пропусканием переменного тока через графитовый нагреватель. Выдержка проводилась при температурах 1600-1700 ° в течение 30 секунд. После извлечения из ячейки и механической обработки образцы имели диаметр 4 мм и высоту 3 мм. Их упругие модули рассчитывали по скорости ультразвука, проходящего через плоскопараллельные полированные торцы.

Один из методов синтеза сверхтвердых компактов заключался в реализации прямого фазового перехода цилиндрических образцов из пиролитического (графитоподобного) нитрида бора [1]. При выбранных термобарических условиях образуются равноосные зерна сBN с размерами от 0.05 до 0.2 мкм (рис. 1). Кристаллиты в таких компактах плотно прилегают друг к другу с формированием прочных границ. Модуль Юнга образцов достигает уровня 950 ГПа, что превышает значения для монокристалла кубического нитрида бора. А среднее значение микротвердости образцов составило по 20 измерениям 7325 ± 375 кГ/мм².

Остальные образцы получали спеканием порошков. В случае использования смесей wBN с микропорошком сBN фракции 3/2 мкм спекание активируется за счет фазового перехода вюрцитной модификации в кубическую и компакты имеют частично наноструктурированный объем. А при термобарической обработке сBN в смеси с высокодисперсным нитридом титана и бором реализуется модель твердофазного реакционного спекания. В результате формируются композиты с наноразмерными компонентами по границам микронных частиц нитрида бора.

Достичь рекордных значений упругих модулей на спеченных образцах не удастся из-за отрицательного влияния адсорбированных на поверхности частиц примесей. Но, при оптимизации режимов спекания получают ударостойкие материалы.

1. В.П. Филоненко, И.П. Зибров, А.А. Антанович, Н.Ф. Боровиков, С.Н. Малышев. Сверхтвердые композиты с ультрамелким зерном. Перспективные материалы. 2012, №3, 1-11.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ЗЕРЕН НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ПАМЯТЬ ФОРМЫ ПРИ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ БИНАРНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

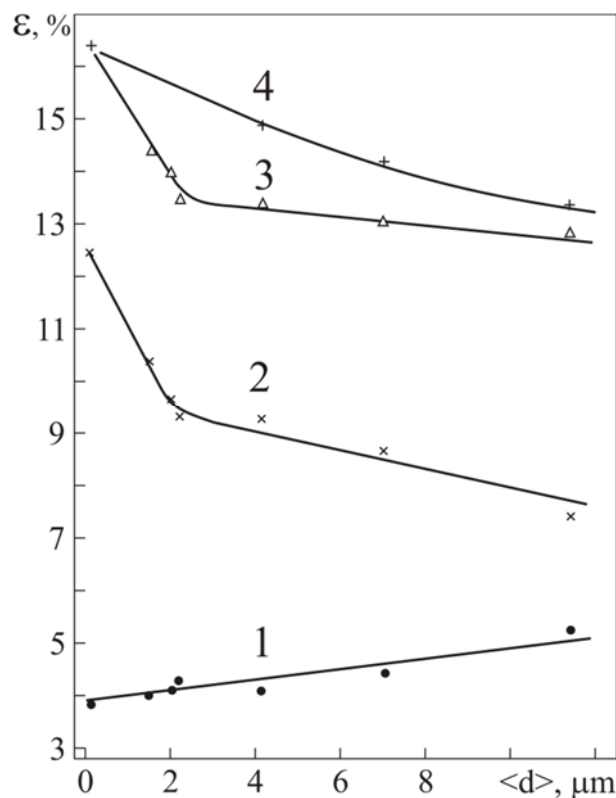
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lotkov@ispms.tsc.ru

Представлены результаты исследований мартенситных превращений, МП, и неупругих свойств (сверхэластичность – $\varepsilon_{сэ}$, память формы – $\varepsilon_{эф}$, суммарная неупругая деформация – $\varepsilon_{снд} = \varepsilon_{эф} + \varepsilon_{сэ}$) в образцах сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} (ат.%) в зависимости от среднего размера зерна, $\langle d \rangle$, после рекристаллизационных отжигов при 973K исходных образцов с нанокристаллической структурой ($\langle d \rangle = (0,08 \pm 0,02)$ мкм).

Показано, что при увеличении длительности отжига, t , структура исходных образцов трансформируется в мелкозернистую структуру с квазиравноосными зернами ($\langle d \rangle$ увеличивается до 11,4 мкм при увеличении t до 40 мин.). Отжиги приводят к изменению последовательности МП от $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ к $B2 \leftrightarrow B19'$ ($B2$ – исходная кубическая фаза, R и $B19'$ – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой, соответственно). При этом температуры МП $B2 \rightarrow B19'$ и $B19' \rightarrow B2$ повышаются (на ~ 30 и ~ 15 градусов, соответственно) после отжигов с $t \leq 15$ мин. и не изменяются при возрастании t от 15 до 40 мин. Эти МП реализуются в интервалах температур 215–226 К и 254–264 К, соответственно.

Для исходных и рекристаллизованных образцов в изотермических (295 К) циклах нагружения и разгрузки при деформировании изгибом и последующем нагреве разгруженных образцов получены зависимости $\varepsilon_{эф}$, $\varepsilon_{сэ}$, $\varepsilon_{снд}$ и $\varepsilon_{пл}$ (пластическая деформация) от заданной деформации $\varepsilon_t \leq 30\%$. Для всех образцов эти зависимости имеют качественно подобный вид: $\varepsilon_{сэ}$ и $\varepsilon_{снд}$ при увеличении ε_t достигают максимальных значений и затем уменьшаются, а $\varepsilon_{эф}$ и $\varepsilon_{пл}$ возрастают вплоть до $\varepsilon_t = 30\%$, причем всегда $\varepsilon_{сэ} > \varepsilon_{эф}$. Обнаружено, что $\varepsilon_{пл}$ при одинаковых ε_t тем выше, чем больше $\langle d \rangle$. Это обуславливает небольшой прирост $\varepsilon_{эф}$ (на $\sim 1\%$) и более значимое уменьшение $\varepsilon_{сэ}$ (на $\sim 5\%$) и $\varepsilon_{снд}$ (на $\sim 4\%$) при увеличении $\langle d \rangle$, как это показано на рис. 1 (зависимости 1, 2 и 3, соответственно, для $\varepsilon_t = 20\%$). Максимальная неупругая деформация $\varepsilon_{снд}(\max)$, достигаемая при $\varepsilon_t \leq 30\%$, также уменьшается (зависимость 4 на рис. 1), но, что представляет особый интерес, даже в образцах с наиболее крупными зернами ($\langle d \rangle = 11,4$ мкм) остается выше известных значений кристаллографического ресурса обратимой мартенситной деформации при МП $B2 \leftrightarrow B19'$, равного для данного сплава 9,6–10,3%. В работе обсуждаются физические факторы, обуславливающие влияние размера зерна на функциональные свойства и развитие пластической деформации в образцах с



мелкозернистой структурой, а также возможные причины проявления аномально высокой обратимой неупругой деформации в сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (III.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а).

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И АЗОТА НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ МАРКИ 10X18N9

Кудрявцев А.С., Охапкин К.А., Барахтин Б.К.

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
prometey.634@mail.ru*

Сталь марки 10X18N9 относится к жаропрочным материалам аустенитного класса и предназначена для использования в ответственных конструкциях атомного энергомашиностроительного комплекса. Длительный проектный срок эксплуатации перспективных реакторных установок (до 60 лет) обуславливает необходимость обеспечения стабильности механических характеристик и структуры металла.

Систематическими исследованиями установлено, что при длительной высокотемпературной эксплуатации стали углерод не обеспечивает стабильного структурно-механического состояния вследствие высокой диффузионной подвижности и приводит к образованию вторичных фаз. Азот менее подвижен и в большей степени растворим в аустените, что дает основание рассматривать его в качестве заменителя углерода при твердорастворном упрочнении стали. Поэтому одним из решений проблемы увеличения длительной прочности стали является изыскание концентрационного сочетания углерода и азота, способного обеспечить необходимый безопасный ресурс без снижения эксплуатационных механических параметров металла.

Целью работы являлась оценка возможности замены углерода на азот в стали марки 10X18N9, предназначенной для работы при высоких температурах.

Образцы, изготовленные из плавок с вариацией углерода от 0,02 до 0,09 мас.% и азота в пределах 0,02-0,09 мас. % испытывались на длительную прочность при напряжениях до 200 МПа в интервале температур 550-650 °С. Установлено, что при одинаковых приложенных напряжениях в сравнении со сталью, легированной углеродом, сталь, легированная азотом, обнаруживает в 8 и 2 раза большее время до разрушения при 550 и 650 °С соответственно. Исследование структуры металла методами металлографии показало, что обнаруженный феномен обусловлен разным вкладом углерода и азота в механизмы упрочнения. В условиях высокотемпературной ползучести углерод упрочняет, выделяясь из твердого раствора, преимущественно границы зерен в составе крупных вторичных (зернограницных) фаз, одновременно снижая сопротивление пластической деформации в объеме зерен и провоцируя образование микротрещин расслоения. Азот сохраняется в объеме зерен и обеспечивает эффект твердорастворного упрочнения, тем самым, при высоких температурах благоприятствует однородной микропластической деформации зерен путем зернограницной аккомодации. Кроме того, имеющиеся в структуре стали соединения азота, по своим размерам существенно уступающие соединениям углерода, также являются эффективными барьерами для протекания деформации.

По результатам исследования установлена возможность замены углерода на азот, при которой уровень жаропрочности стали марки 09X18N9 значительно возрастает при температурах 550 и 650 °С.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12ГБА С РАЗНЫМ ТИПОМ УМЗ СТРУКТУРЫ

Сергеев С.Н.¹, Корзников А.В.¹, Сафаров И.М.¹,
Галеев Р.М.¹, Гладковский С.В.², Двойников Д.А.².

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
sem17@mail.ru

Для эффективного освоения территорий континентального шельфа в Северном Ледовитом океане и создания там крупных инфраструктурных объектов необходима разработка новых конструкционных материалов, отличающихся как высокой прочностью, так и повышенной хладостойкостью. Однако, как известно, лидирующие позиции среди материалов, применяемых в нефтегазовой промышленности, занимают низкоуглеродистые стали, сочетающие невысокую себестоимость и хорошие технологически-эксплуатационные свойства. Но существенным препятствием для эксплуатации низкоуглеродистых сталей в условиях Крайнего севера является свойственный данному классу сталей вязко-хрупкий переход, приводящий к катастрофическому хрупкому разрушению изделий из этих сталей при достижении пороговой отрицательной температуры [1]. И одним из наиболее перспективных путей преодоления данного ограничения и достижения нужного уровня свойств, в том числе и по хладостойкости [2], является создание в сталях ультрамелкозернистой структуры.

В работе исследовано влияние разного типа ультрамелкозернистой структуры на механические свойства низкоуглеродистой стали в широком интервале температур.

Показано, что сталь 12ГБА с разным типом ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры отличается более высоким уровнем прочности и ударной вязкости во всем температурном интервале испытаний по сравнению со сталью с крупнозернистой структурой. Вязкопластические свойства остаются практически на одном уровне при снижении температуры вплоть до -196° в состояниях стали с УМЗ структурой, в то время как в состоянии с крупнозернистой структурой при температуре жидкого азота наблюдается резкое снижение вязкости стали почти в 2 раза.

В зависимости от типа УМЗ структуры в стали 12ГБА наблюдается отличие в пластичности, которая выше в состоянии с волокнистой УМЗ структурой, при этом прочность и ударная вязкость практически не отличаются.

Таким образом, было показано, что образцы стали с УМЗ структурой разного типа менее чувствительны к понижению температуры и обладают более высокой хладостойкостью по сравнению с состоянием с крупнозернистой структурой.

1. Одесский П.Д., Кулик Д.В. Сталь нового поколения в уникальных сооружениях. – М.: Интернет Инжиниринг, 2005. – С. 184.
2. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю.. Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой. Доклады Академии Наук. 2016. 466 (3), С.289-292.

ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сафаров И.М.¹, Корзников А.В.¹, Галеев Р.М.¹, Сергеев С.Н.¹,
Гладковский С.В.², Двойников Д.А.².

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
ilfat@imsp.ru

Одной из важных задач материаловедения является разработка низколегированных сталей повышенной и высокой прочности с высокой хладостойкостью для конструкций, изготавливаемых в Северном исполнении [1]. В первую очередь это связано с известной проблемой резкого охрупчивания низкоуглеродистых сталей при отрицательных температурах, так называемой хладноломкостью. Решение проблемы хладноломкости трубных сталей возможно за счет разработки новых сталей со сложным микролегированием; усовершенствования известных многоступенчатых деформационно-термических режимов обработки; формирования в сталях нанокристаллической и ультрамелкозернистой структуры методами пластической деформации. У каждого из перечисленных путей есть и преимущества, и недостатки, и выбор наиболее эффективного из них требует проведения систематических исследований и сравнительного анализа. Авторы работы представляют результаты последних исследований о влиянии ультрамелкозернистой структуры на хладостойкость низкоуглеродистой стали и перспективе развития этого направления.

Исследовано влияние равноосной УМЗ структуры на механические свойства, в том числе и на хладостойкость, низкоуглеродистой стали.

Показано, что сталь с УМЗ структурой по сравнению с крупнозернистой структурой сочетает сравнительно более высокую прочность с высоким уровнем ударной вязкости в интервале температур от комнатной до температуры жидкого азота.

Установлено, что в исследованной стали с равноосной УМЗ структурой ударная вязкость повышается при снижении температуры испытания вплоть до температуры $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Нетипичное повышение ударной вязкости обусловлено возрастанием работы распространения трещины в этом же интервале, а до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышением также и работы зарождения трещины.

Фрактографический анализ поверхности разрушения подтвердил, что в образцах стали с УМЗ структурой излом имеет вязкий характер вплоть до $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, в то время как в стали с крупнозернистой структурой излом становится полностью хрупким при $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Возрастание ударной вязкости на изломе образцов характеризуется некоторым изменением доли трещин расщепления.

Таким образом, повышение ударной вязкости в низкоуглеродистой стали с равноосной УМЗ структурой дает новые возможности для создания материалов с высокой хладостойкостью для северного исполнения.

1. Одесский П.Д., Кулик Д.В. Сталь нового поколения в уникальных сооружениях. – М.: Интернет Инжиниринг, 2005. – С. 184.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ОСОБЕННОСТИ МАГНИТНОГО ГИСТЕРЕЗИСА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ДИСПРОЗИИ

Любимова Ю. В.¹, Кустов С. Б.^{1,2}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,

Vasilek1991@mail.ru

² Университет Балеарских островов, Отделение Физики, Пальма де Майорка, Испания,

seboku5403@gmail.com

Механомагнитная спектроскопия – эффективный высокочувствительный метод, основанный на измерении периодической магнитной индукции, вызванной деформацией (обратимый эффект Виллари) в магнитно-упорядоченных материалах. Эта методика позволяет одновременно исследовать как стандартные упругие и неупругие свойства, так и обратимый эффект Виллари [1, 2].

Разнообразие фазовых диаграмм магнитное поле–температура делает диспрозий интересным объектом для исследования [3, 4]. В предыдущих исследованиях было показано, что точка, где магнитная индукция теряет свою чувствительность к приложенному напряжению (критическая точка Виллари), расположена около 166 К, что является температурой предполагаемого перехода из вихревой фазы в геликоидальную антиферромагнитную фазу [5].

В нашем эксперименте амплитуда и фаза B_0 обратимого эффекта Виллари измерялись в поликристаллическом диспрозии (99.9% чистоты), как функции температуры (80 – 250 К) при различных поляризующих магнитных полях и как функции периодического магнитного поля (до 18 кА/м) при некоторых фиксированных температурах. Измерения проводились при разных предысториях образца: (I) охлаждение до 80 К, (II) нагрев от 100 К (выше температуры точки Кюри), (III) нагрев от 80 К (из ферромагнитной фазы). Были получены значительные отличия форм петли гистерезиса при различных предысториях образца.

Была разработана модель, которая устанавливает связь между шириной традиционного магнитного гистерезиса $B(H)$ и экспериментально определенной зависимостью $B_0(H)$. В наших измерениях ширина и относительная площадь петель $B_0(H)$ демонстрируют ярко выраженную особенность при переходе из вихревой фазы в геликоидальную антиферромагнитную (совпадающую с критической точкой Виллари). Сравнение температурных зависимостей внутреннего трения при охлаждении, нагреве из ферромагнитной фазы и нагреве от 100 К, показывает, что при нагреве из ферромагнитной фазы дислокации имеют ферромагнитное упорядочение и сохраняют это состояние до перехода из вихревой в геликоидальную антиферромагнитную фазу.

- [1] S. Kustov, F. Masdeu, E. Cesari. Appl. Phys. Lett. **89**, 061917 (2006).
- [2] M.L. Corró, A. el Hichou, S. Kustov. Journal of Magnetism and Magnetic Materials **400**, pp. 141-144, (2016).
- [3] S. Kobayashi. Phys. Rev. Lett. **106**, 057207 (2011).
- [4] A.S. Chernyshov, A.O. Tsokol, A.M. Tishin, K. A. Jr. Gschneider and V.K. Pecharsky. Phys. Rev. **B 71**, 184410 (2005).
- [5] M.L. Corró, A. el Hichou, E. Cesari and S. Kustov. Journal of Physics D: Applied Physics **49**, 015001 (2016).

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКИЙ РЕСУРС ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ГТД

Азимов Р.А., Пахоменков А.В., Слободской Д.А.

ПАО «НПО «Сатурн», Рыбинск, Россия,
azimov_ra@mail.ru

Одним из основных видов циклического ресурса рассматриваемого при анализе конструкций ГТД является малоцикловая усталость. Для анализа малоцикловой усталости разработаны различные методики, имеющие свои преимущества и недостатки. Наиболее распространенным подходом в авиационной промышленности РФ, применяющимся для анализа малоцикловой усталости, является использование модифицированного уравнения Мэнсона. Использование данного уравнения вызывает множество разногласий в части определения его некоторых составляющих, например, среднего напряжения цикла нагружения. Экспериментальные проверки малоцикловой усталости натурных деталей показали, что модифицированное уравнение Мэнсона приводит к существенному расхождению теоретических прогнозов и результатов эксперимента, особенно существенно данное расхождение проявляется при рассмотрении конструкций с наличием зон с высоким уровнем пластических деформаций (замковые пазы дисков турбин и компрессоров). Альтернативным методом расчета малоцикловой усталости является использование кривых МЦУ, формирующихся на основании лабораторных испытаний цилиндрических образцов. Однако, данный метод имеет существенный недостаток – необходимость наличия банка данных по конструкционной прочности материалов, создание которого приводит к существенным финансовым и временным затратам на проведение испытаний.

Одними из наиболее трудозатратных испытаний являются испытания по оценке влияния коэффициента асимметрии цикла нагружения на малоцикловую усталость материала. С целью сокращения издержек на проведение данных испытаний специалистами НПО «Сатурн» разработано эмпирическое уравнение для титанового сплава ВТ9, связывающее размах напряжений и коэффициент асимметрии:

$$\sigma_{R=0} = \sigma_{R \neq 0} \cdot (K \cdot R + 1), \quad (1)$$

где $K = 0,05$ при $-1 \leq R < 0$ – поправочный коэффициент для данных при температуре испытаний 20°C ;

$K = 0,09$ при $-1 \leq R < 0$ – поправочный коэффициент для данных при температуре испытаний 400°C ;

R – коэффициент асимметрии цикла нагружения;

$\sigma_{R=0}$ – размах напряжений при нулевом цикле нагружения;

$\sigma_{R \neq 0}$ – размах напряжений при ненулевом цикле нагружения.

Физический смысл уравнения (1) заключается в приведении размаха напряжений, определенных в цикле нагружения в диапазоне от 0 до -1 к напряжениям нулевого цикла ($R = 0$). Данный подход позволяет использовать только одну кривую МЦУ, определенную для нулевого цикла нагружения, при анализе малоцикловой усталости конструкций, работающих при коэффициентах асимметрии цикла нагружения в диапазоне от 0 до -1 включительно.

Разработанное уравнение позволяет сократить время и затраты на лабораторные исследования характеристик МЦУ материала ВТ9, и позволит проводить анализ малоцикловой усталости с более высокой степенью достоверности при разработке конструкций из данного материала.

РАСЧЕТНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО РЕСУРСА ДИСКОВ ГТД ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДО И ПОСЛЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН

Пахоменков А.В., Азимов Р.А., Слободской Д.А.

ПАО «НПО «Сатурн», Рыбинск, Россия,
alexandr.pahomenkov@npo-saturn.ru

Ресурс ГТД в целом и его компонентов в частности является одним из основных коммерческих показателей изделия, влияющих на стоимость его эксплуатации. В данной работе представлен процесс расчетного определения циклического ресурса диска компрессора до появления трещин, а также после их возникновения. Результаты расчетов сопоставляются с результатами испытаний реального диска ГТД на специальном стенде. Работа включает в себя 7 этапов.

Этап 1 – расчетное определение циклического ресурса до появления трещин на основе общих статистических данных по свойствам материала. На данном этапе разработана конечно-элементная модель диска с имитаторами лопаток в соответствии с моделью испытаний.

Этап 2 – испытания компрессорного диска ГТД на специальном стенде по программе эквивалентной рабочему циклу. Испытания проводились до обнаружения усталостных трещин в диске.

Этап 3 – расчетное определение скорости роста усталостных трещин на основе общих статистических данных по свойствам материала. По результатам данного анализа определена периодичность осмотров диска во время испытаний.

Этап 4 – определение фактических свойств материала испытываемого диска.

Этап 5 – в зонах возникновения трещин в диске выполнено их вскрытие и проведение фрактографическое исследование.

Этап 6 – расчетное определение циклического ресурса до появления трещин на основе фактических свойств материала. Далее представлено сравнение расчетных и экспериментальных величин циклического ресурса (LCF).

Этап 7 – расчетное определение скорости роста усталостных трещин на основе фактических свойств материала.

По результатам испытаний выявлено, что трещины располагались в торцевой зоне лопаточного паза на выступе между лопатками, поэтому для расчетов роста трещин выполнена специальная конечно-элементная модель, включающая сектор из двух лопаток.

В результате работы сделаны выводы о методах определения циклического ресурса деталей ГТД, с использованием современных программ МКЭ. Даны рекомендации в каких случаях оправдано использование более трудоемкого подхода с использованием 3D расчетов по сравнению с 2D расчетами скорости роста трещин.

1. Биргер И. А., Мавлютов Р. Р. Сопротивление материалов: Учебное пособие.— М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986
2. С.Д. Потапов, Д.Д. Перепелица. Опыт использования программы DARWIN для оценки скорости роста трещин в основных деталях авиационных двигателей., вестник УГАТУ, Уфа: Машиностроение, 2011, с. 60-63.
3. J. Hou [et al.], 3D crack growth analysis experiments for critical turbine international collaborative program, Paper GT2008-50548, ASME Turbo Expo 2008.
4. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С. А. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных ГТД. «Конверсия в машиностроении». № 4-5. — М., 2005.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН НА ТОПЛИВНЫХ ТРУБОПРОВОДАХ АВИАЦИОННОГО ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ И РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО ИХ УСТРАНЕНИЮ

Слободской Д.А., Нагорная Т.Е.

*ПАО «НПО «Сатурн», г. Рыбинск, Российская Федерация,
denis.slobodskoy@npo-saturn.ru*

В конце 2014 года был зафиксирован случай разрушения топливного трубопровода в процессе эксплуатации одного из авиационных ГТД. Разрушение привело к утечке топлива, остановке двигателя в полете и совершении нештатной посадки. В связи с инцидентом выполнен ряд расчетно-экспериментальных работ с целью поиска причин появления трещин и их устранения в будущем.

Проведено фрактографическое исследование излома трещины. Анализ усталостных бороздок показал, что развитие трещины имеет характер многоциклового усталости. По качеству материала, сварки и геометрических размеров отклонений не обнаружено.

Выполнен ряд замеров на нескольких комплектах деталей с целью определения поля рассеяния зазоров при сборке конструкции. Измерения показали наличие постоянного зазора в подкреплении одного из трубопроводов.

На основе полученных данных замеров о фактическом распределении зазоров/натягов в подкреплении трубопроводов были выполнены расчеты собственных частот и форм колебаний системы трубопроводов. Расчеты показали наличие недопустимо высокого уровня переменных напряжений в зоне возникновения трещин при резонансных колебаниях по одной из собственных форм, которая находится в диапазоне частот вращения ГТД.

Для проверки расчетной модели выполнено измерение частот собственных колебаний трубопроводов на двух двигателях в сборе при помощи проведения пинг-тестов. Замеры показали совпадение экспериментальных значений частот с расчетными. Таким образом, подтверждена корректность принятой расчетной модели и наличие резонансных колебаний, которые приводят к появлению и развитию трещин многоциклового усталости.

В качестве решения проблемы возникновения трещин предложено изменение конструкции и технологии сборки (изменение жесткости системы и исключение концентраторов напряжений).

Для подтверждения эффективности предложенных изменений проведены расчеты прочности, по результатам которых уровни напряжений не превышают допустимых величин с достаточными запасами.

Предложенные изменения внедрены в конструкцию ГТД.

1. Расчет на прочность деталей машин: Справочник, под ред. И. А. Биргера., 3-е изд., М.: Машиностроение, 1979.
2. Надежность и ресурс авиационных газотурбинных двигателей, под ред. Г. П. Свищева и И. А. Биргера, М.: Машиностроение, 1969.
3. Численное моделирование нестационарных явлений в газотурбинных двигателях., В. Г. Августиновича и Ю. Н. Шмотина., М.: Машиностроение, 2005.
4. ANSYS, Version 14.5, Руководство пользователя, Ansys Inc., 2014.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ТЕЛЕЖЕК ГРУЗОВЫХ ВАГОНОВ ПО СИГНАЛАМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ ОБРАБОТКОЙ ДАННЫХ

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Белов В.А., Никитин А.В.

*Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», г. Москва
nikulin@misis.ru*

Технология объемно-поверхностной закалки (ОПЗ) позволяет значительно повысить прочностные свойства боковых рам тележек грузовых вагонов из стали 20ГЛ, сохранив существующую конструкцию рамы, увеличить коэффициент запаса усталостной прочности со снижением риска возникновения критических отказов.

Испытания на трехточечный изгиб проводили при комнатной температуре на испытательной машине ЦДМ-200 ПУ. Испытание прекращали при появлении первых макротрещин, фиксируемых по измерениям акустической эмиссии (АЭ). При этом определяли критическую (до появления трещины) нагрузку и остаточный прогиб верхней стенки фрагмента после снятия вертикальной нагрузки. Кинетику накопления повреждений оценивали по совместному анализу диаграмм деформации и АЭ. Стадии микро- и макроразрушения выделялись по пиковым амплитудам импульсов АЭ, регистрируемых с помощью специального измерительного модуля. Приборы регистрации и обработки АЭ были смонтированы на специально разработанной приборной стойке установки с акустической изоляцией производственных шумов. Измерение АЭ при статическом изгибе осуществлялось двумя пьезодатчиками, которые крепились магнитными держателями на предварительно шлифованной внешней поверхности фрагмента боковой рамы через слой глицерина. После предварительного и основного усиления АЭ (общий коэффициент усиления до 50 дБ в частотном диапазоне 0,01-10 МГц, при нелинейности АЧХ ± 3 дБ). Динамический диапазон регистрируемых на разработанной аппаратуре амплитуд импульсов АЭ составил 80 дБ при уровне приведенных ко входу электронных шумов 20 мкВ. Сигналы датчиков АЭ регистрировались и обрабатывались на компьютерной модульной платформе PXI 1009 по специально разработанным компьютерным программам. Для выделения сигналов АЭ из сильных акустических шумов, сопровождающих производственные испытания, была использована их интеллектуальная программная обработка: адаптивная цифровая фильтрация получаемых данных при двухканальном (опорном и сигнальном) измерении АЭ с программным увеличением отношения сигнал/шум. Адаптивный фильтр с конечной импульсной характеристикой (КИХ-фильтр) разрабатывался в среде LabVIEW. Надежное выделение из технологических шумов сигналов АЭ позволило выделить кинетику разрушения рам в состоянии разной прочности при изгибе. Показано, что ОПЗ существенно упрочняет поверхностные зоны фрагментов боковых рам на глубине 5–8 мм, что изменяет кинетику их разрушения при статическом изгибе. Максимальная нагрузка образования магистральной трещины при изгибе повышается с 400–500 кН для фрагментов после нормализации до 600-700 кН для фрагментов после ОПЗ. Накопление повреждений во фрагментах после нормализации происходит непрерывно во времени, во фрагментах после ОПЗ магистральная трещина образуется на последних этапах нагружения. В упрочненном поверхностном слое фрагмента после ОПЗ наблюдается преимущественно вязкое мелкоячеечное разрушение и участки квазискола, в центральной зоне сечения излом полностью вязкий.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (уникальный идентификатор № RFMEFI57815X0139).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H9T, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ПРОКАТКЕ С НАВОДОРОЖИВАНИЕМ, НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Мельников Е.В.¹, Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Москвина В.А.²

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

²Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратнорассеянных электронов, одноосного растяжения и микроиндентирования исследовали влияние химико-деформационной обработки на структуру и механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X18H9T. Легирование водородом проводили в 1N растворе серной кислоты H_2SO_4 с добавлением тиомочевина CH_4N_2S в течение 5 часов при плотности тока 100 мА/см^2 . Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием на 25 и 50 %. Образцы на растяжение вырезали из пластинок, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью $4.2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Прокатка способствует измельчению зерен аустенита и формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры, сопровождается фазовыми превращениями с образованием в структуре α' -фазы. Деформация реализуется дислокационным скольжением и механическим двойникованием, происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба. С увеличением степени обжатия растет объемное содержание α' -мартенсита деформации. После прокатки с наводороживанием структура менее однородна, имеет локализованный характер. Легирование водородом способствует увеличению объемной доли α' -фазы и образованию небольшого количества ε -мартенсита в структуре стали при прокатке.

Рентгеноструктурный анализ показал, что после прокатки как с предварительным наводороживанием, так и без него, с ростом степени деформации наблюдается уменьшение размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и увеличение микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) для γ -фазы. Для α' -фазы размеры ОКР и $\Delta d/d$ слабо зависят от степени деформации при прокатке. Параметры решетки для γ - и α' -фаз при деформации изменяются незначительно. Уширение линий на рентгенограммах и размытие рефлексов на электронограммах свидетельствуют о фрагментации структуры и росте внутренних напряжений.

В исходном состоянии сталь имеет низкий предел текучести $\sigma_{0.2} = 375 \text{ МПа}$, предел прочности $\sigma_B = 610 \text{ МПа}$ и высокую пластичность $\delta = 73 \%$. Прокатка способствует значительному повышению прочностных свойств стали. После обжатия до $\varepsilon = 25 \%$ предел текучести увеличивается до 850 МПа , предел прочности до 930 МПа , а пластичность уменьшается до 14% . Наводороживание перед деформацией до 25% слабо влияет на значения микротвердости стали, но приводит к повышению значений $\sigma_{0.2} = 780 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 890 \text{ МПа}$ и сопровождается увеличением удлинения $\delta = 27 \%$ при растяжении. После прокатки до $\varepsilon = 50 \%$ предел текучести и предел прочности возрастают до 1265 МПа и 1280 МПа соответственно, а пластичность снижается до $\delta = 4 \%$. Наводороживание образцов перед прокаткой до $\varepsilon = 50 \%$ приводит к небольшому уменьшению прочностных свойств стали ($\sigma_{0.2} = 1190 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 1225 \text{ МПа}$).

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» и ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
belyaev_fs@mail.ru

Представлены результаты применения микроструктурной модели сплавов с памятью формы, описывающей мартенситное превращение B2 – B19', к расчету необратимой деформации и разрушения при термоциклировании. Разработанная модель, учитывает энергию взаимодействия вариантов мартенсита и их рост в виде согласованных пар, что позволяет более точно описать обратимую фазовую деформацию. Расчет необратимой микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита, производится совместно с расчетом плотностей ориентированных и рассеянных деформационных дефектов, ответственных за трансляционное и изотропное упрочнение.

Для описания разрушения используется новый критерий разрушения, учитывающий влияние действующего напряжения, плотностей деформационных дефектов и поврежденность материала:

$$k_1 \frac{tr(\sigma)}{3} + \left(1 + k_2 \frac{b_n}{\beta^*}\right) T_\sigma = \frac{\tau_F}{1 + Ap}.$$

Здесь T_σ – интенсивность тензора напряжений σ ; τ_F – предел прочности материала на сдвиг; b_n – плотность ориентированных дефектов, связанных с n -м вариантом мартенсита; p – поврежденность материала; k_1 , k_2 , A , β^* – материальные постоянные. Данным критерием разрушения учитывается влияние гидростатического давления, влияние напряжений, создаваемых ориентированными дефектами, а также снижение предела прочности из-за поврежденности материала.

Рассчитана необратимая деформация при термоциклировании под постоянным напряжением. Полученные результаты находятся в согласии с известными экспериментальными данными для сплава TiNi (см. рис. 1).

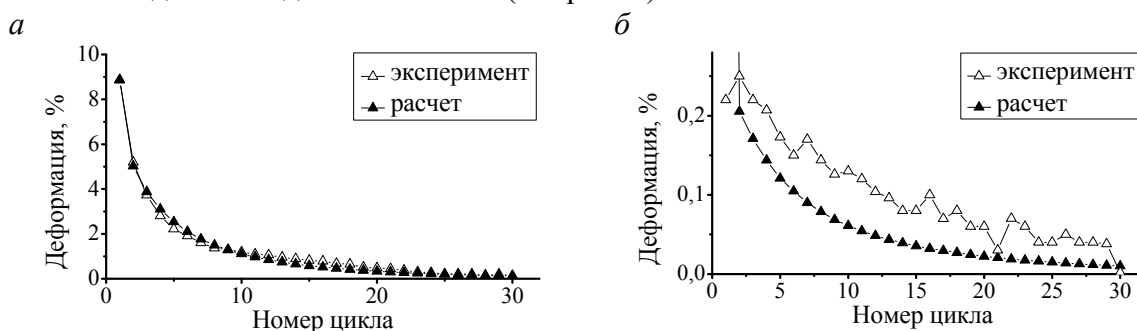


Рис. 1. Зависимости необратимой деформации в цикле от номера цикла при термоциклировании под напряжением 200 МПа (а) и 50 МПа (б)

Рассчитано число циклов до разрушения при термоциклировании через температурный интервал мартенситного превращения при постоянном напряжении. Для термомеханической нагрузки, соответствующей «мягкому» (управляемому напряжением) рабочему циклу мартенситного двигателя, рассчитана работа в цикле и необратимая деформация для различных значений напряжения, действующего при нагреве. Найдено число циклов до разрушения рабочего элемента.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 16-31-00216.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СОДЕРЖАНИИ НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

Смирнов С.В.,^а Веретенникова И.А.,^а Фомин В.М.,^б Брусенцева Т.А.,^б
Филиппов А.А.^б

^аФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

^бФГБУН Институт теоретической и прикладной механики

им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия

irincha@imach.uran.ru

Перспективным направлением повышения эксплуатационных, энергетических характеристик, долговечности и надежности электрических машин является увеличение эффективности электроизоляционных материалов с введением в них добавок-модификаторов различной природы. В результате получается гетерогенный материал, обладающий определенными функциональными свойствами в зависимости от выбранного наполнителя. Механические характеристики полимеров считаются одними из важнейших эксплуатационных показателей в любой области их применения. Они зависят от условий внешнего воздействия (длительность, частота и скорость нагружения, температура, внешнее давление, характер и величина нагрузки, вид нагруженного состояния, термообработка, природа окружающей среды) и структуры полимера. Эффективным на микро- и мезо-уровнях являются исследования с использованием методов механики сплошных сред, в частности метод индентирования. Целью данной работы было исследование на микромасштабном уровне механических свойств эпоксидной смолы Праймер 204 в зависимости от объемного содержания наночастиц диоксида кремния (2%; 4%; 6%; 8% и 20%). Было проведено три серии экспериментов: общая оценка механических свойств и влияние на них параметров нагружения; исследование процесса ползучести; исследование процесса релаксации. Обработка экспериментальных данных позволила установить, что исследуемый материал проявляет вязкостные свойства на микроуровне, которые проявляются в наличие явлений ползучести и релаксации. Нагрузка, время нагружения, время выдержки и прикладываемое перемещение оказывают влияние на поведение материала. Общее количество введенной добавки модифицирующих наночастиц оказывает существенное влияние на механические свойства на микроуровне. Ультразвуковая обработка обеспечивает равномерное распределение модифицирующих частиц в матрице на микроуровне, и как следствие равномерное распределение значений твердости и приведенного модуля по объему материала. Полученные данные свидетельствуют о стабильности процесса нагружения и изотропности материала на микроуровне. Установлено, что имеет место единая качественная зависимость изменения величины контактного напряжения от времени выдержки при испытаниях на релаксацию напряжений на микро- и мезомасштабных уровнях. Полученная закономерность описана аналитической зависимостью с эмпирическими коэффициентами, зависящими от количества введенной добавки. Полученные данные позволяют установить закономерности деформации и реологические характеристики материала в зависимости от процентного содержания наполнителя.

Полученные экспериментальные данные в дальнейшем будут использованы для создания моделей, позволяющих прогнозировать поведение электроизоляционного материала в условиях внешних механических воздействий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 16-08-01154.

ВЛИЯНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПРОКАТКИ ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Веретенникова И.А., Смирнов С.В.

ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

irincha@imach.uran.ru

Направление прокатки влияет на механические характеристики металлических листов металла, так как в металле волокнистая структура, при которой механические свойства вдоль и поперек волокон различны. После сварке взрывом для полученных биметаллов можно выделить направление прокатки исходных листов, следовательно, в плоскости сварного шва существует два взаимно перпендикулярных направления, в которых механические свойства и характер разрушения могут различаться. В работе рассматривали слоистый биметалл «08X18H10T-сталь 10», полученный сваркой взрывом, общей толщиной 5,8 мм. Толщина основного слоя из углеродистой стали 10 была 3,9 мм, плакирующего слоя из коррозионностойкой сталь аустенитного класса 08X18H10T – 1,9 мм. Для оценки влияния направления прокатки исходных материалов на характеристики биметалла проведены механические испытания на макро- и микроуровнях, топографическая оценка поверхности сварного шва. В результате испытаний на растяжение плоских образцов, вырезанных из исходных заготовок сталей 10, 08X18H10T и сварного листа «08X18H10T - сталь 10» установлено, что существенных различий в прочностных свойствах материалов в зависимости от направления прокатки не наблюдается, имеются определенные различия в пластических характеристиках. На микроуровне использовали данные, полученные при измерении микротвердости сварного шва и областей, прилежащих к нему. Исследование распределения твердости выявило неравномерное упрочнение материалов на границе соединения в биметалле «08X18H10T - сталь 10». При сварке взрывом вследствие интенсивной пластической деформации вблизи границы сварного шва образовалась зона максимального упрочнения шириной около 0,4 мм, как для образцов, вырезанных вдоль направления прокатки, так и поперек. Значения твердости в переходной зоне имеют непостоянный характер, что связано с волнообразным строением сварного шва и фазовым составом. Твердость в переходной зоне выше твердости составляющих биметалла. В биметалле «08X18H10T-сталь 10» разница в твердости в продольном и поперечном направлениях прокатки достигает до 20%. В области граничного слоя значения микротвердости HV 0,05 для различных направлений прокатки отличаются так же на 20 %. Следовательно, различия в сварном шве объясняются структурой и свойствами исходных металлов. Топографию поверхности сварного шва, образовавшегося после сварки взрывом, исследовали на оптическом профилометре. Построили профилограммы поверхности, вычислили средний размер гребней, полученных в результате сварки взрывом. Высоту гребней сварного шва измеряли вдоль двух взаимно перпендикулярных направлений. Показано, что характер гребней отличается, однако при усреднении полученных данных относительная высота от минимального до максимального пика для каждого измерения находится в пределах 0,05 мм. Направление прокатки исходных листов не влияло на характер образования волнового строения биметалла.

Таким образом, для крупногабаритных деталей направление прокатки на макроуровне не играет существенной роли, однако при рассмотрении процессов на микроуровне и прогнозировании возможности зарождения дефекта, способствующего в дальнейшем росту трещины, этот фактор необходимо учитывать и принимать во внимание.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-38-60169.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Морозова А.И., Беляков А.Н.

ФГАОУ ВПО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,

morozova_ai@bsu.edu.ru

Низколегированный сплав системы Cu–Cr–Zr (Cu–0,096% Cr–0,057% Zr), был подвергнут отжигу при температуре 920 °С в течении 1 ч, закалке, старению при температуре 550 °С в течение 4 ч и холодной прокатке до истинной степени деформации $\varepsilon = 1$. Для оценки термической стабильности проведена серия отжигов в температурном интервале 200–700 °С 1 ч. Микроструктурный анализ проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100, твёрдость измерили методом Виккерса, электропроводность – четырехзондовый методом

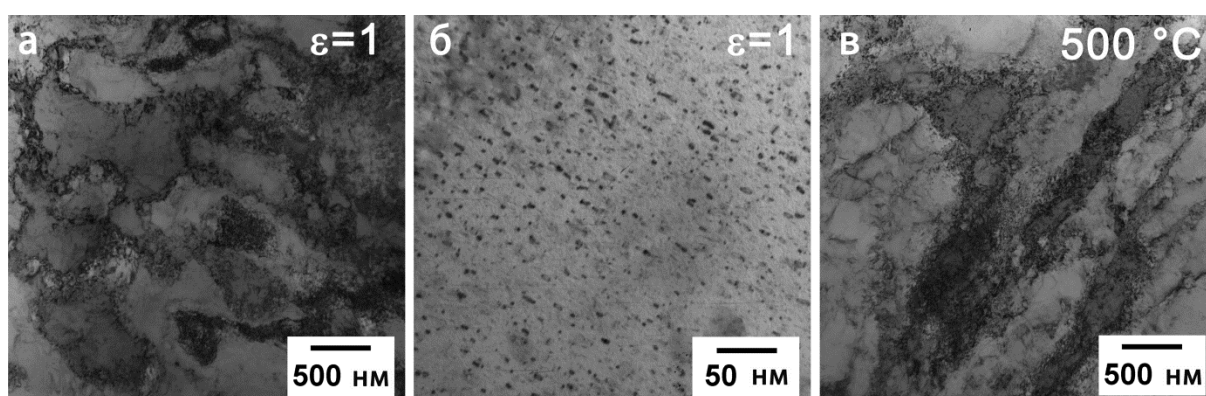


Рис.1. Микроструктура бронзы после холодной прокатки (а,б), после прокатки с отжигом при температуре 500 °С 1 ч (в)

Микроструктура низколегированной бронзы после холодной прокатки представлена на рисунке 1 а, б. Повышенная плотность дислокаций, развитая сетка субграниц, равномерно распределённые наноразмерные частицы (5 нм) существенно повышают прочность бронзы: твёрдость после ХП достигает 133 HV. После пластической деформации электропроводность исследуемого сплава – 82 % от электропроводности чистой меди (IACS).

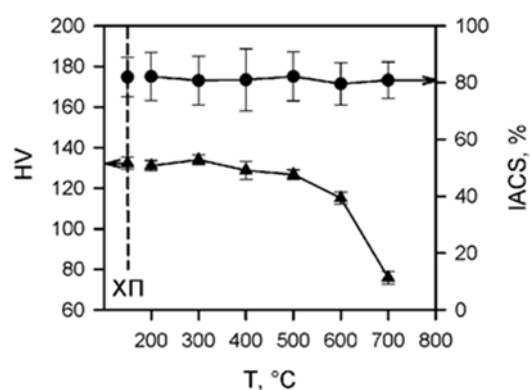


Рис.2. Влияние температуры отжига (T) на твердость (HV) и электропроводность (IACS) низколегированной бронзы

с изменением твёрдости (рис. 2): существенное разупрочнение происходит после отжига при температуре $T \geq 600$ °С. Отметим, что электропроводность медной бронзы не зависит от температуры нагрева и остаётся на уровне 80% IACS (рис.2).

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИЦИОННОМ СПЛАВЕ АК12ММgН-18%SiСр ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА

Халикова Г.Р.^{1,*}, Швец К.С.², Корзникова Е.А.¹, Сергеев С.Н.¹,
Трифонов В.Г.^{1,**}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
Уфа, Россия

²ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия

*gulnara.r.khalikova@gmail.com,

**vadimt@anrb.ru

В качестве объекта исследования был выбран композиционный материал, матричной основой для которого служил алюминиевый литейный сплав АК12ММgН, армированный 18 вес.% частиц SiC. Композиционный материал был получен жидкой штамповкой.

Из исходной заготовки были вырезаны диски диаметром 8 мм и утонены до толщины 0,45 мм. Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) осуществляли кручением при комнатной температуре на наковальне Бриджмена при давлении 4 ГПа на 5 оборотов. Истинная логарифмическая деформация на периферии образца составила 6,2. Деформированные образцы подвергали последующему отжигу в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут. Для идентификации частиц вторых фаз деформированный образец отжигали при 500°C в течение 2 часов. Оценка структурных характеристик исследуемого композиционного материала проводили в исходном состоянии, на периферии деформированных и отожженных образцов.

Интенсивная пластическая деформация привела к дроблению структурных составляющих, в том числе и твердой армирующей фазы SiC, последующему их развороту и выстраиванию по окружности образца. При ИПД имело место частичное растворение первичных фаз в алюминиевой матрице, что сопровождалось уменьшением их объемной доли и увеличением содержания Si (с 1,44 до 9,69 % вес.), Ni (с 0,07 до 0,82 % вес.) и Fe (с 0,04 до 0,42 % вес.) в α -Al.

Последующий отжиг деформированных образцов привел к распаду деформационно-пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением частиц вторых фаз: глобулярного кремния и нетипичной для матричного сплава АК12ММgН интерметаллидной фазы с высоким содержанием Ni и Fe. С ростом температуры отжига содержание Si уменьшалось с 9,64 до 6,28 % вес., Ni – с 0,64 до 0,56 % вес., Fe – с 0,36 до 0,27 % вес.

Зарождение и рост частиц вторых фаз в деформированном материале при последующем отжиге могли быть обусловлены ускоренным распадом пересыщенного твердого раствора (являющегося результатом пластической деформации) за счет неравновесных вакансий и дислокаций.

Одновременно с распадом пересыщенного твердого раствора протекали процессы возврата и рекристаллизации субмикроструктурной структуры. Как показывают результаты EBSD анализа, с ростом температуры отжига увеличивается средний размер зерен с $0,78 \pm 0,02$ до $3,5 \pm 0,1$ мкм.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций сплава в процессе ИПД и последующего отжига.

КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ БАЛОК ТИМОШЕНКО С.П. ПРИ ДЕЙСТВИИ УДАРНОЙ, ПЕРЕМЕННОЙ ВО ВРЕМЕНИ НАГРУЗКИ

Салтыкова О.А., Вещель С.С., Крысько А.В., Крысько В.А.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.

*Россия, Саратов,
olga_a_saltykova@mail.ru*

Анализ литературы по контактному взаимодействию балок показывает, что количество публикаций довольно обширно, но все эти работы посвящены в основном случаю, когда обе балки подчиняются модели Бернулли-Эйлера. Для других моделей исследований нет. Настоящая работа ставит своей целью рассмотреть контактное взаимодействие между балками, описанными и другими моделями. В работе построены математические модели контактного взаимодействия двух балок лежащих на упругом основании по Винклеру или по В.З.Власову [1], между которыми имеется малый зазор и они связаны через краевые условия.

В качестве основополагающих гипотез приняты гипотезы Бернулли-Эйлера, Релея, С.П.Тимошенко и Шереметьева-Пелеха [2]. Математические модели построены для различных сочетаний этих моделей. Контактное взаимодействие описывается по модели Винклера, предложенной Б.Я.Кантором [3]. Искомые дифференциальные уравнения получены для 16 математических моделей из вариационного принципа Остроградского – Гамильтона. Геометрическая нелинейность каждой балки учитывается по модели Кармана. Следует отметить, что если рассматривается балка для моделей Бернулли-Эйлера, С.П.Тимошенко, Релея, то система уравнений шестого порядка. Для модели Шереметьева-Пелеха порядок системы равен восьми [4]. Для численного решения задач применяются одни и те же методы, причем дается их сходимость по принципу Рунге. Начальная краевая задача сводится к задаче Коши методом конечных разностей 2-го порядка, а задача Коши решается методом Рунге-Кутты 4 порядка точности [5]. Оказалось, что оптимальное количество разбиений по длине балки – 40.

Для указанных классов задач строятся карты характера колебаний в зависимости от амплитуды и частоты вынуждающей нагрузки действующей на структуру. Для построения таких карт область управляющих параметров разбивается на $9 \cdot 10^4$ элементов. Для каждого элемента согласно теории нелинейной динамики анализируются: сигналы, фазовые портреты, сечения Пуанкаре, Фурье и вейвлет спектры, показатели Ляпунова, автокорреляционные функции. Исследуется вопрос о величине зазора между балками, влияния краевых условий, коэффициентов характеризующих упругие свойства основания по моделям Винклера и В.З.Власова. В результате численных экспериментов было выявлено, что при касании одного элемента с другим колебания сразу являются хаотическими.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-01-00721 А, № 16-08-01108 А. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 16-11-10138.

1. В. А. Крысько, М. В. Жигалов, О. А. Салтыкова, А. С. Десятова Диссипативная динамика геометрически нелинейных балок Бернулли – Эйлера // Известия РАН. Механика твердого тела. - 2008. - №6. – С.128-136.
2. Sheremetev M.P., Peleh B.L., To construction of the specified theory of plates. Inzhenernyi Zhurnal, 4(3), 1964, 34 - 41.
3. Кантор Б.Я. Контактные задачи нелинейной теории оболочек вращения / Кантор Б.Я., Киев, Наук. думка, 1990.

4. Awrejcewicz J., Krysko A.V., Zhigalov M.V., Saltykova O.A., Krysko V.A., Chaotic vibrations in flexible multi-layered Bernoulli-Euler and Timoshenko type beams. Latin American Journal of Solids and Structures, 5, 2008, 319 - 363.
5. A.V. Krysko, J. Awrejcewicz, N.A. Zagniboroda, V. Dobriyan, V.A. Krysko, I.E. Kutepov, Chaotic dynamics of flexible Euler-Bernoulli beams, Chaos, 34(4), 2014.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21

Халикова Г.Р.^{1,*}, Швец К.С.², Корзникова Е.А.¹, Трифонов В.Г.^{1,}**

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия*

²*ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия, [*gulnara.r.khalikova@gmail.com](mailto:gulnara.r.khalikova@gmail.com), [**vadimt@anrb.ru](mailto:vadimt@anrb.ru)*

Вырезанные из жидкоштампованной заготовки диски диаметром 8 мм и утоненные до толщины 0,45 мм подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной температуре кручением на 5 оборотов под давлением 4 ГПа. Истинная логарифмическая деформация на периферии образца составила $\epsilon = 6$. Деформированные образцы подвергали пост-ИПД отжигу в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут. Исследовали влияние ИПД и последующего отжига на структуру и микротвердость сплава. Оценку структурных характеристик исследуемого сплава и его микротвердости проводили по радиусу образцов.

При ИПД имело место разрушение и частичное растворение первичных фаз кремния и интерметаллидных частиц в алюминиевой матрице, о чем свидетельствовали как уменьшение их средней площади и объемной доли, так и увеличение содержания Si, Ni и Fe в α -Al. Исследование тонкой структуры показало, что в процессе ИПД формирование субмикроструктурной структуры носило смешанный характер и протекало, преимущественно, за счет динамической рекристаллизации и/или фрагментации в зависимости от степени деформации (в нашем случае – расстояния от центра образца). Такие структурные изменения в деформированном сплаве привели к повышению значений микротвердости с ~ 15 HV (для исходного жидкоштампованного состояния) до ~ 23 HV на середине радиуса и до ~ 28 HV на периферии образца.

Пост-ИПД отжиг сопровождался ускоренным распадом аномально пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением вторых фаз глобулярного кремния и нетипичной для данного сплава интерметаллидной фазы с повышенным содержанием Ni и Fe, меняющей свою морфологию от преимущественно глобулярной при температуре 300°C до стержнеобразной – при 500°C.

Одновременно с распадом пересыщенного твердого раствора протекали процессы возврата и рекристаллизации субмикроструктурной структуры. Средний размер зерен с ростом температуры деформации увеличивался, при этом наибольший рост зерен наблюдался в центре образца, наименьший – на периферии.

Структурные изменения, протекающие при отжиге деформированного сплава, привели к снижению микротвердости, минимальное значение которой наблюдалось при температуре 400°C и составило ~ 11 HV по радиусу образца.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций сплава в процессе ИПД и последующего отжига, а также их связь с микротвердостью.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Иванов А.М.

ФГБУН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН»,
г. Якутск, Россия
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Исследуется прочность и механизм разрушения низколегированной стали 09Г2С, подвергнутой комбинированной обработке методами экструзии и винтового прессования (ЭВП) объемных заготовок, при положительной и отрицательной температуре. Сущность метода ЭВП заключается в комбинации двух методов – экструзии и винтового прессования объемных заготовок с получением винтового профиля.

Экструзии и винтовому прессованию в 1 проход подвергали объемные заготовки $\varnothing 12 \times 60$ мм с помощью созданной технологической оснастки. Деформационная обработка заготовок из стали 09Г2С проводилась при температуре 673 К.

Механические характеристики определяли при одноосном растяжении образцов на испытательной машине UTS-20k в условиях комнатной и отрицательной температуры в 213 К.

Анализ строения изломов образцов проводился методами оптической и электронной фрактографии. Исследование поверхности разрушения образцов с круглым сечением проводилось с использованием сканирующего электронного микроскопа HITACHI TM 3030 в режиме вторичных электронов.

В результате ЭВП пределы текучести и прочности увеличиваются в 2 и 1,5 раза, соответственно, а пластичность снижается на 43 %. С понижением температуры испытаний до 213 К наблюдается небольшое повышение прочностных характеристик. При этом пластичность для упрочненной стали уменьшается незначительно по сравнению со случаем испытаний при комнатной температуре.

Механические характеристики стали 09Г2С в различных состояниях
при температуре 293 К и 213 К

№	Режим обработки	Механические характеристики					
		σ_T , МПа		σ_B , МПа		ε_K , %	
		Температура, К					
		293	213	293	213	293	213
1	Состояние поставки	361	–	521	–	36,65	–
2	ЭВП, $T=673\text{ К}$, $n=1$.	741	790	793	858	20,85	19,13

Разрушение образцов из стали 09Г2С в состоянии поставки и в упрочненном посредством ЭВП состоянии при положительной и отрицательной температуре вязкое с образованием «чашечного» излома, но с отдельными фасетками хрупкого скола. При этом в случае разрушения образцов при низкой температуре количество фасеток хрупкого скола больше, чем при положительной. В зоне быстрого развития разрушения наблюдаются трещины длиной ~22–45 мкм, а также микротрещины ~5 мкм.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ МАГНИТНЫХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Co_2YZ ($Y = \text{Cr}, \text{Mn}$, $Z = \text{Ge}, \text{Si}$) С ПОМОЩЬЮ ПЕРВОПРИНЦИПНЫХ ВЫЧИСЛЕНИЙ

Загребин М.А., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.

Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия

miczag@mail.ru

Ферромагнитные полуметаллы являются перспективными кандидатами для применения в устройствах спинтроники, из-за 100% спиновой поляризации плотности электронных состояний (DOS) на уровне Ферми. Это означает, что в данном случае имеется энергетическая щель в DOS одной из спиновых конфигураций, и можно извлечь 100% спин-поляризованный ток в данных материалах [1,2].

В данной работе с помощью первопринципных методов и метода Монте-Карло были вычислены структурные, магнитные и электронные параметры сплавов Гейслера Co_2YZ ($Y = \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mn}$, $Z = \text{Ge}, \text{Si}$). Равновесный параметр кристаллической решетки был вычислен с помощью первопринципного пакета VASP (Vienna Ab-initio Simulation Package) [3,4]. Магнитный момент, параметры обменного взаимодействия и плотность электронных состояний были вычислены с помощью первопринципного пакета SPR-KKR (A spin-polarized relativistic Korringa-Kohn-Rostoker package) [5]. Полученные параметры обменного взаимодействия использовались при моделировании магнитных свойств методом Монте-Карло с использованием гамильтониана Гейзенберга. Вычисление магнитных и электронных свойств было проведено для различных значений гидростатического давления до 20 ГПа.

Проведенные исследования показывают, что в сплавах Co_2YZ ($Y = \text{Cr}, \text{Mn}$, $Z = \text{Ge}, \text{Si}$) в области энергии Ферми наблюдается спиновая поляризация $\approx 90\%$. Приложение гидростатического давления увеличивает величину спиновой поляризации (см. например, случай сплава Co_2MnSi).

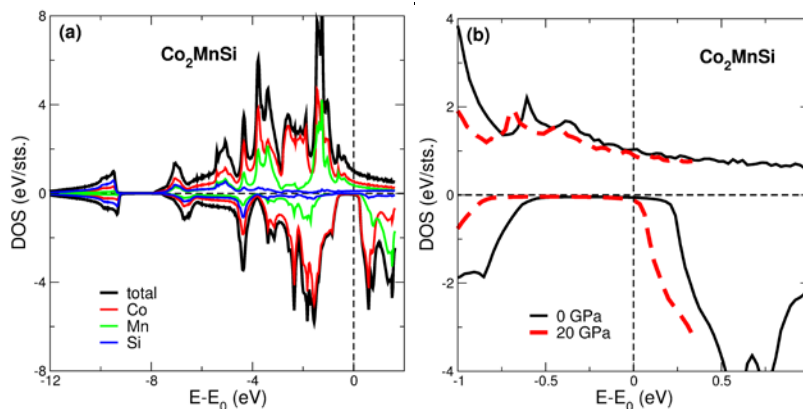


Рис. 1. Плотность электронных состояний сплава Co_2MnSi .

Кроме того, давление увеличивает энергетическую щель на плотности состояний электронов с направлением спина «вниз». Полученные результаты находятся в согласии с имеющимися теоретическими и экспериментальными результатами.

1. В.Ю. Ирхин, М.И. Кацнельсон, Усп. физ. наук, **164**, 705 (1994).
2. D. Comtesse, B. Geisler, P. Entel et al. Phys. Rev. B, **89**, 094410 (2014).
3. G. Kresse and J. Furthmuller, Phys. Rev. B, **54**, 11169 (1996).
4. G. Kresse and D. Joubert, Phys. Rev. B, **59**, 1758 (1999).
5. Ebert H., Ködderitzsch D., Minár J., Reports on Progress in Physics, **74**, 096501 (2011).

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ СПЛАВОВ Ni-Mn-Ga С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Соколовский В.В.¹, Соколовская Ю.А.¹, Загребин М.А.¹, Бучельников В.Д.¹,
Заяк А.Т.²

¹Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия

²Bowling Green State University, Bowling Green, Ohio, USA

vsokolovsky84@mail.ru

На сегодняшний день, интенсивно возрастающий интерес научного сообщества обращен на исследование и развитие нового класса активных или «умных» материалов, показывающих уникальные свойства. К одним из лучших материалов, относятся сплавы Гейслера. Сплавы Гейслера также демонстрируют поразительное многообразие фазовых превращений (комплексное магнитное упорядочение, термоупругие мартенситные и межмартенситные переходы) инициируемых как изменением температуры, так и действиями внешних нагрузок и магнитных полей. Благодаря такому уникальному сочетанию различных фазовых переходов сплавы Гейслера, в частности наиболее популярные сплавы Ni-Mn-Ga, являются неоценимыми модельными объектами для теоретических и экспериментальных исследований [1].

В данной работе представлены результаты исследований магнитных и структурных свойств сплавов Гейслера Ni-Mn-Ga с помощью теории функционала плотности. Вычисления энергии основного состояния кристаллической решетки, равновесного параметра решетки, модуля всестороннего сжатия, полного магнитного момента и параметров магнитного обменного взаимодействия были выполнены для аустенитной (кубической) структуры типа $L2_1$, используя расчетный пакет SPR-KKR [2]. Систематическое исследование магнитных и структурных свойств сплавов Ni-Mn-Ga было выполнено, как для трех стехиометрических композиций (Ni_2MnGa , Mn_2NiGa и Ga_2MnNi), так и для

37 нестехиометрических композиций, содержащих избыток атомов Ni, Mn или Ga. Результаты вычислений исследуемых свойств были спроектированы на тройную диаграмму сплавов Ni-Mn-Ga. Вычисления показали, что область с избытком Ga обладает наибольшим параметром решетки, наименьшим магнитным моментом и модулем всестороннего сжатия, тогда как области с избытком атомов Ni обладают наименьшим параметром решетки и средним значением модуля сжатия.

Область с избытком Mn характеризуется также малым параметром решетки и магнитным моментом, но наибольшим модулем всестороннего сжатия. Области со средней концентрацией Mn и Ni обладают наибольшим

магнитным моментом. Кроме того, была построена фазовая магнитная диаграмма сплавов Ni-Mn-Ga разделяющая области с ферри- и ферромагнитным упорядочением в приблизительном соотношении 1/3 и 2/3, соответственно.

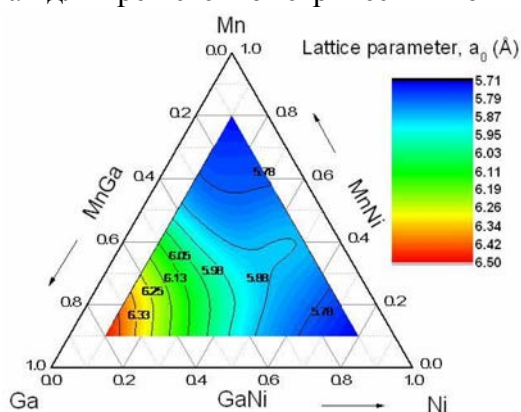


Рис. 1. Равновесный параметр решетки, нанесенный на тройную фазовую диаграмму сплава Ni-Mn-Ga

1. Planes A., Mañosa L., Acet M., J. Phys.: Condens. Matter, **21**, 233201 (2009).
2. Ebert H., Ködderitzsch D., Minár J., Reports on Progress in Physics, **74**, 096501 (2011).

РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Сафиуллин Р.В.

*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]. Большинство ведущих авиакосмических фирм мира успешно применяют и развивают данную технологию для получения облегченных полых конструкций летательных аппаратов. Наряду с известными преимуществами процесса СПФ/СД по сравнению с традиционными технологиями у данного метода имеются ограничения и недостатки. В первую очередь это высокие рабочие температуры процесса (900°C), приводящие к использованию дорогостоящей жаропрочной оснастки и к образованию хрупкого α -слоя на поверхности получаемых из титановых сплавов изделий. В этой связи снижение температуры является одной из важнейших задач для процесса СПФ/СД. Снижение температуры сверхпластической обработки возможно за счет использования новых материалов, имеющих ультрамелкозернистую, субмикроструктурную или нанокристаллическую структуру. В работах [1, 2] проведено систематическое исследование технологических свойств экспериментальных листовых заготовок с субмикроструктурной структурой. Было установлено, что данные листовые заготовки обладают хорошей формруемостью и свариваемостью в твердом состоянии в условиях низкотемпературной сверхпластичности и могут быть успешно использованы в технологии СПФ/СД при температурах 650–800°C. Снижение температуры процесса СПФ/СД приводит к значительному повышению стойкости штампа, уменьшению энергозатрат на нагрев и соответственно к сокращению технологического цикла изготовления детали. Специалисты российского предприятия ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» разработали новые листовые титановые сплавы VT6 и VST2k специально для процесса СПФ при пониженных температурах. В работе проведены исследования сверхпластических и технологических свойств новых сплавов. В результате проведенных комплексных исследований установлено, что оба сплава обладают хорошими сверхпластическими свойствами в широком диапазоне температур. При этом было выявлено, что наилучшие сверхпластические свойства листовые заготовки проявляют при температурах 750–850°C. Исследования формовости и свариваемости в твердом состоянии листовых заготовок показали, что данные листы могут быть успешно использованы в технологии СПФ/СД, в условиях низкотемпературной сверхпластичности. С использованием исследованных листовых заготовок на примере трехслойной гофрированной конструкции получены модели полых лопатки. По результатам проведенных исследований были разработаны технологические рекомендации по изготовлению полых трехслойных конструкций в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. (ISBN 978-5-902278-26-9) Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. — 176с.
2. O.A. Kaibyshev, R.V. Safiullin, R.Ya. Lutfullin, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev, A. Dutta, T. Raghu, G.G. Saha, Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy. Journal Materials Science and Technology, 2006, vol. 22, № 3, p. 343-348.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

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

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

²Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия, litovchenko@spti.tsu.ru

Для формирования субмикrokристаллических структурных состояний в метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–8Ni–Ti предложены термомеханические обработки, включающие последовательность пластической деформации прокаткой при различных температурах: с охлаждением в жидком азоте, при комнатной температуре и в интервале $T = 400\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для снятия внутренних напряжений после термомеханических обработок и повышения объемной доли аустенита использованы отжиги в интервале температур $T = 600\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Исследованы особенности структурно-фазовых состояний стали на различных этапах термомеханических обработок методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности. В процессе испытаний на растяжение при комнатной температуре изучены механические свойства материала.

Показано, что в результате пластической деформации с охлаждением в жидком азоте в материале реализуются $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma \rightarrow \varepsilon$ мартенситные превращения и формируются гетерофазные ($\gamma + \alpha' + \varepsilon$) структурные состояния с объемной долей α' -мартенсита $\approx 55\text{--}75\%$. Микроструктура стали представлена микродвойниками аустенита, субмикронными пакетами и ламелями α' и ε -мартенсита. Значения предела текучести в полученном структурном состоянии достигают 920–930 МПа при относительном удлинении 14–15%.

Последующая пластическая деформация при комнатной температуре приводит к увеличению объемного содержания мартенсита. Аналогичное влияние на фазовый состав стали наблюдается после деформации при $T = 400\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Такие обработки приводят к значительному росту значений предела текучести до ≈ 1350 МПа и уменьшению относительного удлинения до 3–4%. В микроструктуре стали преобладает пакетный α' -мартенсит с высокой плотностью дислокаций. Наблюдаются также субмикrokристаллические фрагменты микродвойниковой структуры аустенита.

В процессе деформации при более высокой температуре $T = 600\text{--}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ в стали реализуются обратные $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситные превращения. Объемное содержание α' -мартенсита снижается до 5–20 %, формируется ламельная преимущественно аустенитная структура субмикrokристаллического масштаба (“пакетный аустенит”). Максимальные значения предела текучести стали достигают 1250 МПа при удовлетворительных значениях относительного удлинения.

Отжиги после термомеханических обработок в температурном интервале $T = 600\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$ длительностью от 200 с до 1 ч. позволяют изменять содержание аустенита (в интервале 83 – 95 %), прочностные и пластические свойства стали при сохранении субмикrokристаллической структуры. В полученных структурных состояниях значения предела текучести достигают $\approx 950\text{--}980$ МПа при относительном удлинении $\approx 12\text{--}14\%$. Прочность стали в субмикrokристаллическом структурном состоянии в $\approx 4\text{--}5$ раз превышает исходные значения. Эти состояния формируются в результате прямых и обратных $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в условиях термомеханических обработок без применения методов интенсивной пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ Cu ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Чембарисова Р.Г.

Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия,
chroza@yandex.ru

Влияние скорости деформации и температуры на деформационное поведение металлических материалов связано с активизацией деформационных механизмов в зависимости от условий деформации. При скоростях деформации, превышающих значение $\sim 10^4 \text{ с}^{-1}$ (для чистых металлов), дислокации преодолевают препятствия без участия тепловых флуктуаций. Скорость дислокации ограничивается в результате фононного торможения, характеризуемого коэффициентом торможения B_T , обусловленного нелинейными свойствами кристаллов. Оно увеличивается с увеличением температуры и в области высоких температур линейно возрастает с температурой. В чистых металлах возрастание коэффициентом B_T с увеличением температуры вносит существенный вклад в торможение дислокаций. [1].

Дислокация обладает собственными степенями свободы. Вибрации дислокации в тепловом поле решетки сопровождаются излучением упругих волн [2]. Диссипации энергии, связанной с вынужденными колебаниями дислокации (флаттер – эффектом) соответствует коэффициент торможения B_f . С понижением температуры вклад флаттер – эффекта становится более выраженным.

Взаимодействие дислокаций с электронами в процессе деформации проявляется лишь при низких температурах. Коэффициент торможения дислокаций в результате электронного рассеяния B_e составляет, согласно проведенным оценкам, $\approx 8.2 \times 10^{-7} \text{ Па} \cdot \text{с}$.

Наличие рельефа Пайерлса приводит к появлению динамических потерь. Дислокация излучает упругие волны, что приводит к появлению радиационного трения $\tau_{\text{рад}}(V)$ [2].

В данной работе представлен анализ упругопластического поведения Cu в процессе динамического нагружения при криогенной температуре, выполненный методами численного моделирования [3]. Показано, что температура и скорость деформации определяют значение динамического напряжения Пайерлса, включающего радиационное трение и вязкое напряжение: $\tau_d = \tau_{\text{рад}} + b^{-1}BV$, где b – величина вектора Бюргерса, V – скорость скольжения дислокаций, $B = B_T + B_e + B_f$. Напряжение τ_d влияет на предел текучести и напряжение течения материала, на скорость скольжения дислокаций V . В то же время температура и скорость деформации оказывают влияние на энергию дефектов упаковки, определяя тем самым формирующуюся при деформации структуру, а значит прочность и пластичность образцов.

1. Канель, Г. И. Аномалии температурных зависимостей объемной и сдвиговой прочности монокристаллов алюминия в субмикросекундном диапазоне / Г. И. Канель, С. В. Разоренов // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43. – №5. – С. 839 – 845.
2. Альшиц В. И., Инденбом В. Л. Динамическое торможение дислокаций // УФН. – 1975. – Т. 115. – Вып. 1. – С. 3 – 39.
3. Чембарисова Р. Г. Упругопластическое поведение Cu при высокоскоростной деформации // ФММ. – 2015. – Т. 116. – № 6. – С. 627 – 635.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА Fe_2MnAl ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Ключникова М.А., Бучельников В.Д., Загребин М.А.

Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия
tufatullina_ma@mail.ru

В последнее время большое количество научных работ посвящается исследованию свойств сплавов Гейслера. Интерес к данным сплавам обусловлен их свойствами с практической значимостью: памятью формы, гигантским магнетосопротивлением, магнитокалорическим эффектом и т.д. [1–3].

Изучение свойств сплава Гейслера Fe_2MnAl интересно наблюдаемым в них аномальным поведением оптических, магнитных и транспортных свойств за счет конкурирующих ферромагнитного и антиферромагнитного взаимодействий между атомами Fe при структурном переходе из A2 в B2 структуру [2,3]. Как показано на эксперименте для данного сплава наблюдается возрастание температуры Кюри с увеличением содержания железа [4].

В данной работе с помощью пакета моделирования Vasp (Vienna Ab-initio Simulation Package) [5,6] были исследованы структурные и магнитные свойства сплавов Fe_2MnAl .

Были рассмотрены четырех различных магнитных состояния: 1) ферромагнитное (ФМ), 2) ферримагнитное 1 (ФРМ1), 3) ферримагнитное 2 (ФРМ2) и 4) антиферромагнитное (АФМ). Данные конфигурации схематически представлены на рис. 1.

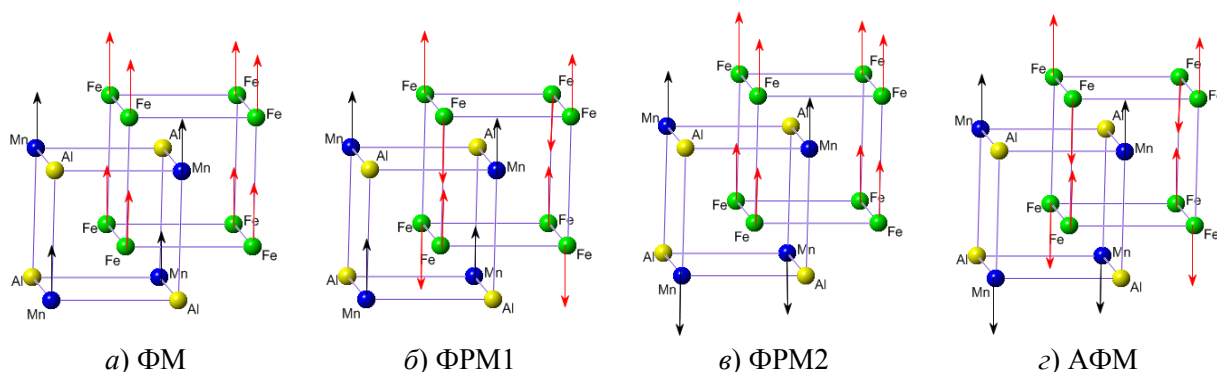


Рис. 1. Схематическое изображение магнитных состояний сплава Fe_2MnAl

Результаты расчетов показывают, что основное состояние сплава Гейслера Fe_2MnAl в L_{21} фазе – антиферромагнитное. Ферримагнитное состояние (ФРМ1), в котором все атомы Fe упорядочиваются антиферромагнитно, также наблюдается и имеет энергию сопоставимую с АФМ фазой. Параметр кристаллической решетки и магнитный момент, вычисленные для магнитной конфигурации ФРМ1 лучше согласуется с экспериментальными данными. Другое ферримагнитное состояние (ФРМ2), в котором все атомы Mn антипараллельны, неустойчиво.

1. V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy, Phys. Met. and Metallography, **112**, 633 (2011).
2. A.N. Vasil'ev, V.D. Buchelnikov, T. Takagi et al. Physics Uspekhi, **46**, 559–588 (2003).
3. A. Planes, L. Manosa and M. Acet, J. Phys.: Condensed Matter. **21**, 233201 (2009).
4. C. Paduani, A. Migliavacca, W.E. Pottker et al. Phys. B. **398**, 60-64 (2007).
5. G. Kresse, J. Furthmuller, Phys. Rev. B. **54**, 11169-18 (1996).
6. G. Kresse, D. Joubert, Phys. Rev. B. **59**, 1758-18 (1999).

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА 1570С ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Калашникова Т.А., Чумаевский А.В., Елисеев А.А., Колубаев Е.А.

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

В данной работе исследуются образцы алюминиевого сплава 1570С диаметром 10 мм и высотой 20 мм, изготовленные так, что в одном случае направление деформации совпадает с направлением прокатки, в другом случае перпендикулярно направлению прокатки.

Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС110М-100 1-У при скорости деформации 1 мм/мин. Структурные исследования после испытаний на сжатие проводили на оптическом металлографическом микроскопе Альтами МЕТ 1С и растровом электронном микроскопе SEMTRAC mini SM3000.

В сплаве 1570С, как и в сплавах двойной системы Al-Mg, в ходе испытаний на одноосное сжатие вдоль направления прокатки выявлено, что существенную роль играет скачкообразное изменение нагрузки в процессе деформации на диаграммах нагружения в координатах «деформация – нагрузка». На диаграммах нагружения в координатах «деформация – напряжение» аналогичным образом проявляется скачкообразное изменение напряжения течения. Подобное поведение материалов связывают с эффектом Портевена–Ле–Шателье, который проявляется в начале параболической стадии деформационного упрочнения при заданном направлении деформации.

В результате увеличения степени деформации, колебания на кривой нагружения становятся периодическими, при этом период колебаний постоянно уменьшается. При высокой степени деформации происходит образование с большим периодом периодически проявляющихся крупных «сбросов» напряжений, которые предположительно так же связаны с эффектом Портевена–Ле–Шателье. Если увеличивать степень деформации между большими «сбросами» напряжений, то также будет наблюдаться наличие малых колебаний, причем их период продолжит уменьшаться.

В направлении перпендикулярном направлению прокатки при деформации образцов характерные особенности диаграммы нагружения существенно изменяются. Участок с «волнообразным» изменением напряжений наблюдается в течение параболической стадии. Данный участок является непродолжительным и деформация после него происходит достаточно однородно до появления на диаграмме больших «сбросов» напряжений, аналогичных описанному в предыдущем случае. При деформации поперек направления прокатки небольшие колебания с малым периодом наблюдаются в данном случае только при высокой степени деформации, при этом интенсивность таких колебаний увеличивается вплоть до достижения предела прочности.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что в зависимости от направления приложения нагрузки относительно направления проката наблюдается существенное влияние этого направления на процесс деформации при испытании на одноосное сжатие сплава 1570С. Такой эффект может оказывать влияние на свойства получаемых изделий при технологических операциях, связанных с существенным деформационным воздействием на заготовку, например, таких как сварка трением с перемешиванием.

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО СВЕРЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т

Елисеев А.А.^{а)}, Фортуна С.В.^{б)}, Калашникова Т.А.^{в)}

*Институт Физики Прочности и Материаловедения Сибирского Отделения Российской
Академии Наук, Томск, Российская Федерация*

^{а)} alan@ispms.ru, ^{б)} s_fortuna@ispms.ru, ^{в)} gelombang@ispms.ru

В настоящее время в отечественной науке и различных отраслях промышленности возрастает интерес к сварке трением с перемешиванием (СТП). Тем не менее, даже в зарубежных работах не выявлены все существенные аспекты этого процесса, хотя установлено, что процесс СТП является сложным и многофакторным [1]. Как показал анализ проведенных исследований для дальнейшего изучения особенностей структурообразования в процессе СТП возможно использование более простого и доступного метода – фрикционного сверления. Данный метод основан на нагревании материала заготовки трением под давлением до пластичного состояния, в результате которого вокруг рабочего инструмента образуется отверстие, а вытесненный инструментом материал формируется в виде отбортовки [2]. Очевидно, что в основе таких технологических методов обработки металлов, как СТП и фрикционное сверление, лежат родственные механизмы структурообразования. На основании вышесказанного, можно использовать фрикционное сверление, как приближенный к СТП технологический процесс, для выявления особенностей структурообразования в процессе сверления для алюминиевых сплавов. Стоит отметить, что фрикционное сверление также является относительно новым технологическим методом и изучено слабо, особенно в случае сплава Д16.

В представляемой работе исследовался листовой прокат алюминиевого сплава Д16Т номинальной толщиной 6,0 мм, подвергнутый фрикционному сверлению. Исследования проводились на полированных шлифах, вырезанных вдоль направления проката поперек отверстия. Для выявления особенностей микроструктуры использовались методы оптической и растровой электронной микроскопий. Для установления состава частиц вторичных фаз использовался метод рентгенофлуоресцентного анализа.

В результате исследований обнаружено, что структуру материала вокруг отверстия можно разделить, как и в случае СТП [1], на структурные зоны перемешивания, термомеханического влияния и термического влияния. Непосредственно у кромки отверстия был обнаружен слой рекристаллизованного материала с малым содержанием частиц стабильных вторичных фаз, что позволяет судить об их растворении в процессе сверления под совместным действием высоких температур и деформации. Данные результаты схожи с полученными при исследовании СТП соединений сплава Д16Т [3].

По итогам данной работы можно отметить, что фрикционное сверление подходит для моделирования процессов, происходящих при СТП, в ходе которых происходят рекристаллизация и частичное растворение стабильных вторичных фаз. Данный метод обработки можно использовать для уточнения механизмов структурообразования, имеющих место при СТП.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (идентификатор проекта RFMEFI57814X0045).

1. R.S. Mishra, P.S. De, N. Kumar, Friction stir welding and processing, Springer, Switzerland, 2014.
2. M. Boopathi S.Shankar, S. Manikandakumar, R. Ramesh, Procedia Engineering, **64** 1219–1226 (2013).
3. Eliseev, T. Kalashnikova, S.Yu.Tarasov, V. Rubtsov, S. Fortuna, E. Kolubaev, Key Engineering Materials **683** 203-208 (2016).

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА А2024 ПОСЛЕ ДВУХСТАДИЙНОГО СТАРЕНИЯ И МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Петрова А.Н.¹, Бродова И.Г.¹, Качмарек Л.², Толмачев Т. П.¹

¹ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской Академии Наук, г. Екатеринбург, Россия*

² *Технический университет города Лодзь, г. Лодзь, Польша, petrovanastya@yahoo.com*

С развитием методов мега-пластической деформации (МПД), которые позволяют получать материалы с ультрамелкокристаллической (УМК) или нанокристаллической (НК) структурой, стал возможен ещё один путь улучшения структуры и оптимизации свойств термически упрочняемых алюминиевых сплавов – комбинированная обработка, объединяющая МПД и старение. В данной работе для алюминиевого сплава А2024 (Al–4.5 Cu–1.37 Mg–0.61 Mn–0.07 Si–0.27 Fe–0.02 Zn–0.02 Ti вес. %) был применен режим двухстадийного старения Т6I6 в сочетании с кручением под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена (КВД). Режим термообработки состоял в обработке на твердый раствор при температуре 773 К в течение 16 часов, старении при температуре 393 К с выдержкой 1.5 часа, быстром охлаждении и старении при температуре 433К с выдержкой 6 часов. Затем образцы деформировали методом КВД со скоростью 1 об/мин, при давлении $P = 4$ ГПа и комнатной температуре. Число оборотов наковальни составляло $n = 1, 5, 10$, что соответствовало истинной логарифмической деформации $\epsilon \approx 4.0, 5.5, 6.5$ в точках на половине радиуса образца. В данной работе изучено влияние такой комбинированной обработки на структуру, фазовый состав и микротвердость материала.

Проведённые исследования структуры сплава после термической обработки по режиму Т6I6, показали, что в материале присутствует значительное количество интерметаллидов разной природы, состава, размера и морфологии. Согласно данным ПЭМ, в структуре сплава обнаружены выделения упрочняющей фазы Al_2CuMg . Рентгеноструктурный анализ показал, что обработка Т6I6 приводит к увеличению объёмной доли выделений упрочняющей фазы по сравнению со стандартной обработкой Т6. После двухстадийного старения наблюдается увеличение условного предела текучести, временного сопротивления разрушению и твёрдости на 4–5 %, а относительного удлинения с 33 до 42 %.

При КВД при одном обороте наковальни происходит резкое измельчение структуры до среднего размера кристаллитов 210 нм, при пяти оборотах – их средний размер составляет 220 нм. Увеличение числа оборотов до 10 резко меняет масштаб структурных составляющих, происходит переход от УМК к НК структуре со средним размером зёрен-субзёрен – 80 нм. После одного и пяти оборотов наиболее типичной является смешанная структура, состоящая из фрагментированных зёрен-субзёрен, разделённых малоугловыми и неравновесными большеугловыми границами, и менее дефектных мелких образований, образовавшихся в процессе непрерывной динамической рекристаллизации. Структура после 10 оборотов представлена вытянутыми в направлении деформации полосами, внутри которых сформировались зерна. Процесс МПД при $n = 10$ сопровождается деформационным растворением дисперсных алюминидов и образованием пересыщенного Al-твёрдого раствора.

Резкое измельчение исходной структуры сплава после одного цикла прессования увеличивает микротвердость сплава на 100%. Дальнейшая трансформация структуры, сопровождающаяся в основном увеличением плотности дислокаций без изменения размера зёрен, приводит к плавному увеличению микротвердости от 2600 до 3000 МПа. Далее, несмотря на формирование наноструктурного состояния, твёрдость материала сохраняется на уровне 3000 МПа.

Работа выполнена в рамках проекта ERA.Net RUSPLUS_S&T-013-LightMat4Space.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ В МОРСКИХ УСЛОВИЯХ

Мушникова С.Ю., Парменова О.Н., Костин С.К.

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» им. академика И.В. Горынина,
г. Санкт-Петербург, Россия
npk3@crism.ru*

В последние годы в общем объеме производства сталей расширяется доля нержавеющей (коррозионно-стойких) марок. Преимуществом таких материалов является высокая коррозионная стойкость, возможность изготовления изделий различной формы и размеров, привлекательный внешний вид архитектурных конструкций и отсутствие необходимости в нанесении лакокрасочных покрытий, благодаря которым они все более широко применяются для изготовления морских сооружений (мостов, пирсов и т.д.). С другой стороны применение нержавеющей сталей ограничивается отсутствием систематических знаний и требований, позволяющим осуществить выбор марки стали и технологии её получения для каждого конкретного случая.

Целью данной работы являлось всестороннее исследование нержавеющей сталей как разработки ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», так и серийно выпускаемых на металлургических заводах. Учитывая перспективы эксплуатации сталей в морских условиях, рассматривалась их сопротивляемость к локальным видам коррозионного разрушения: питтинговой (ПК) и щелевой (ЩК) коррозии, коррозионному растрескиванию (КР). Стали различались по содержанию легирующих элементов, участвующих (хром, азот, молибден) и отсутствующих (марганец, никель) в формуле расчета индекса питтингостойкости $PRE = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N$. Оценка склонности к КР проводилась для сталей в различных структурных состояниях, полученных в результате горячей деформации, термомеханической обработки, высокотемпературной закалки и старения, т.е. с варьированием механизмов упрочнения.

Испытания по определению склонности к ПК проводили химическим и электрохимическим методами; ЩК – химическим методом; КР – методом консольного изгиба и одноосного растяжения с малой постоянной скоростью деформирования. Для анализа структурного состояния образцов применялись металлографические, магнитометрические, фрактографические методы исследования.

Экспериментально подтверждено известное положительное влияние Cr, Mo и N на стойкость к ПК. Никель повышает, а марганец несколько снижает сопротивляемость ПК. Показано отрицательное влияние на питтингостойкость наличия в структуре неметаллических включений и вторичных фаз (нитридов, карбидов и, особенно, их зернограницных выделений). Наиболее благоприятным структурным состоянием, обеспечивающим высокую стойкость к ПК является чисто аустенитная или аустенитно-ферритная структура (с соотношением фаз 50%/50%).

Установлено, что в отличие от низко- и среднелегированных сталей, склонность которых к КР возрастает с повышением предела текучести, чувствительность к КР нержавеющей аустенитных сталей в значительной степени зависит не от уровня прочности, а от механизма упрочнения. Так в аустенитизированном состоянии они не склонны к КР в морской воде при комнатной температуре. Но технологические процессы термической и термомеханической обработок в области опасных с точки зрения сенсibilизации температур вызывают появление склонности к КР при испытании в искусственной морской воде.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОЛИТИТАНАТА КАЛИЯ, ТЕРМООБРАБОТАННОГО В УСЛОВИЯХ ВАКУУМА

¹Саунина С.И., ¹Ягафаров Ш.Ш., ²Третьяченко Е.В., ²Гороховский А.В.,
¹Фазлитдинова А.Г.

¹Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия,
sauninasi@mail.ru

²Саратовский государственный технический университет
имени Е.В. Гагарина Ю.А., Саратов, Россия,
algo54@mail.ru

В работе исследовалось влияние температуры и среды термообработки, на фазовый состав полититанатов калия, модифицированных в растворе ZnSO_4 (МПТК). Содержание цинка в образцах в пересчете на оксид составило 9.46, 18.27 и 30 масс. %. Термообработка образцов проводилась при температурах 650°C и 850°C на воздухе, а в условиях вакуума при 650, 750 и 850°C. Исследование фазового состава образцов проводилось методами рентгенофазового анализа (CuK_α), электронной сканирующей микроскопии (JEOL JSM-6510).

На рентгенограммах исходных образцов, термообработанных на воздухе, в области углов $2\theta \sim 25\text{--}35$ градусов наблюдаются широкие дифракционные максимумы, которые, по-видимому, формируются в результате наложения максимумов нанодисперсных $\text{K}_2\text{Ti}_6\text{O}_{13}$ и $\text{KTi}_8\text{O}_{16}$.

На рентгенограммах образцов, содержащих 9.46 масс. % ZnO , после термообработки 650 °C в вакууме и на воздухе присутствует достаточно широкий дифракционный максимум, соответствующий $\text{K}_2\text{Ti}_6\text{O}_{13}$.

Рентгенограммы образцов с содержанием оксида цинка ~ 18.27 масс. % обработанных при тех же изотермических условиях, содержат широкие дифракционные максимумы $\text{K}_2\text{Ti}_6\text{O}_{13}$ и узкие дифракционные максимумы TiO_2 , а также $\text{KTi}_8\text{O}_{16}$ после термообработки в вакууме.

В образцах, содержащих ~ 30 масс. % ZnO , прошедших термообработку при 650°C как в вакууме, так и на воздухе образуется TiO_2 модификации анатаз. В образце после термообработки на воздухе, наряду с диоксидом титана присутствует ZnTiO_3 .

По данным электронной микроскопии в образцах, термообработанных при 650°C в условиях вакуума, формируются волокнистые модификации-вискеры, которые имеют более гладкую (ровную) поверхность, чем после термообработки на воздухе.

Рентгенофазовый анализ образцов с различным содержанием оксида цинка, обработанных при температуре 850°C показал, что условия термообработки (вакуум или воздух) существенно не влияют на фазовый состав конечных продуктов. В конечных продуктах образуется $\text{KTi}_8\text{O}_{16}$, имеющий структуру голландита, что открывает возможности использования данных материалов при создании накопителей энергии – суперконденсаторов, в приборостроении и электронике.

Работа выполнена в рамках проекта № 1242: «Синтез композитных метаматериалов для использования в качестве активных сред накопителей и преобразователей энергии и информации» государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации.

СВОЙСТВА ДЕМПФИРУЮЩИХ Fe–Al СПЛАВОВ ПРИ РАБОТЕ В УСЛОВИЯХ АСИММЕТРИЧНОГО ВНЕШНЕГО НАГРУЖЕНИЯ

Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю.

ФГУП ЦНИИЧермет им.И.П..Бардина, Москва, РФ,
i-chudakov@narod.ru

Высокодемпфирующие сплавы на основе системы Fe–Al являются перспективными для применения в промышленности из-за их низкой себестоимости [1]

В промышленных условиях (например, в вибронегруженном оборудовании) любой конструкционный материал (в том числе сплав высокого демпфирования) эксплуатируется, как правило, в условиях сложного внешнего нагружения, представляющего собой наложение как минимум двух составляющих – статической и динамической. При этом статическая нагрузка, действующая на материал, может быть обусловлена весом конструкции или напряжениями сборки, а динамическая нагрузка обусловлена эксцентриситетом вращающихся масс, действием электромагнитных устройств или другими циклическими техногенными воздействиями.

В настоящей работе исследовались образцы высокодемпфирующего Fe–Al сплава с пониженным содержанием примесей. Химический состав исследованного сплава: Fe–основа; Al–5,6%; Si–0,074%; Mn < 0,01%; Ni–0,017%; Cu–0,015%; Ti–0,01%; C–0,008%; S–0,005%; P–0,005% (везде использованы % по массе).

Демпфирующая способность образцов исследовалась на установке, собранной по схеме обратного изгибного маятника. Измерения проводились в диапазоне амплитуд колебаний $\Delta l/l = \varepsilon = 2 \cdot 10^{-5} \div 8 \cdot 10^{-4}$. Результаты исследования удельной демпфирующей способности (SDC) вышеописанного сплава (под действием асимметричной нагрузки) в состоянии после отжига при $T = 1000^\circ\text{C}$ с охлаждением образцов на воздухе в откачанной кварцевой ампуле приведены в таблице 1.

Таблица 1. Влияние статического напряжения на демпфирующую способность материала

σ_{static} (МПа)	SDC при амплитуде колебаний :			
	$1 \cdot 10^{-4}$	$2 \cdot 10^{-4}$	$3 \cdot 10^{-4}$	$4 \cdot 10^{-4}$
0	35,6	22,6	16,2	12,3
20	13,5	19,4	15,6	12,0
40	13,2	15,3	14,7	11,8

Анализ данных, приведенных в таблице 1, показывает, что в области малых амплитуд колебаний ($\varepsilon = 1 \cdot 10^{-4}$) наложение на материал дополнительной внешней статической нагрузки приводит к существенному уменьшению демпфирующей способности исследуемого сплава, однако в области повышенных амплитуд колебаний ($\varepsilon = 3 \div 4 \cdot 10^{-4}$) величина SDC изменяется незначительно.

Данное обстоятельство является перспективным для практического использования, т.к. исследованный диапазон амплитуд расположен значительно ниже условного предела текучести демпфирующего сплава ($\sigma_{0,2} = 320 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 420 \text{ МПа}$).

В работе проведено исследование структуры, магнитных и механических свойств Fe–Al сплава и исследование его магнитострикционных характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-06765)

1. V. A. Udovenko et al. Solid State Phenomena. 2008, Vol. 137, pp.119-128.

ХАОТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ ГИБКОЙ БЕСКОНЕЧНО ДЛИННОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПАНЕЛИ В ТРАНСЗВУКОВОМ ПОТОКЕ ГАЗА

Крысько В.А., Папкина И.В., Крысько А.В.

СГТУ имени Гагарина Ю.А., Саратов, Россия

ikravzova@mail.ru

В работе рассматривается постановка и метод численного расчета задачи о динамическом воздействии двумерного трансзвукового потока идеального газа геометрически нелинейной ортотропной бесконечно длинной цилиндрической панели, расположенной перпендикулярно к набегающему потоку, а также случай, когда указанная выше конструкция находится в сверхзвуковом потоке. В известной научной литературе можно выделить только работу Крысько В.А., Фомина [1], в которой для сверхзвукового потока используется линеаризованная теория поршня. Исследование влияния различных внешних нагрузок на динамику сферических панелей на прямоугольном плане были опубликованы в работе [2].

Для бесконечно длинной цилиндрической панели принята теория Шереметьева–Пелеха, которая является обобщением известной теории С.П. Тимошенко. По гипотезе Шереметьева–Пелеха поперечные сечения не остаются плоскими и перпендикулярны к оси. Материал панели упругий, но ортотропный. Геометрическая нелинейность учитывается по модели Т. фон Кармана. Для расчета панелей в трансзвуковом потоке берется равномерная сетка на срединной плоскости и поперечном сечении цилиндрической панели. Полученная система уравнений в обыкновенных производных по времени t совместно с начальными условиями образуют задачу Коши, которая решается методом Рунге–Кутты четвертого порядка точности. Для сеточных задач сходимость метода была получена на основании принципа Рунге. Течение газа рассчитывается по упрощенной модификации метода Годунова, отличие которой заключается в том, что используются асимптотические уравнения трансзвукового течения, а не полные уравнения движения сжимаемого идеального газа, «распад» и «разрывы» рассматриваются на основе этих же асимптотических уравнений.

Изучение сложных колебаний бесконечно длинных цилиндрических панелей в трансзвуковом потоке газа основаны на линеаризованных уравнениях поршневой теории.

В качестве динамического критерия потери устойчивости цилиндрических панелей принят критерий Шю–Сунг–Рота. В частности для панелей, находящихся в сверхзвуковом потоке, когда колебания рассматриваются на заданном интервале времени установлены критические значения чисел Маха $M > 1$, когда происходит хлопок бесконечно длинной панели и колебания из гармонических резко переходят в хаотические

Работа проведена при финансовой поддержке РНФ 16-19-10290 и РФФИ № 16-01-00721А, 16-08-01108А

1. Крысько В.А., Фомин В.Г. О взаимодействии бесконечной упругой цилиндрической панели и трансзвукового потока газа // Прикладная механика. 1985. Т.11. № 5. С. 31-36.
2. Jan Awrejcewicz, V.A. Krysko, I.V. Papkova, A.V. Krysko Deterministic Chaos in One-Dimensional Continuous Systems. World Scientific, Singapore, 2016, 562 p

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ МЕТАЛЛА ИМИТИРОВАННОЙ ЗТВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОТПУСКА

Пазилова У.А., Хлусова Е.И.

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,
npk3@crism.ru*

Для ряда конструкций выполняют послесварочный отпуск с целью снятия остаточных сварочных напряжений и сохранения геометрии после механической обработки. В этом случае выбор режима отпуска зависит от многих факторов – категории прочности стали, склонности к отпускному охрупчиванию, сочетанию отпускостойчивости основного металла и металла сварного шва и ряда других факторов. Процессы отпуска, протекающие в ЗТВ с разнородной структурой, обычно не учитывают. Однако часто наблюдается растрескивание сварных соединений при послесварочном отпуске, приводящее к браку.

Отпуск сварных соединений не обеспечивает перекристаллизации металла, но является процессом изменения напряжений, протекающим в соответствии с законами теории ползучести, и он близок к самопроизвольному изменению напряжений при постоянных деформациях – релаксации напряжений.

Изучение причин растрескивания сварных соединений из легированных сталей, наблюдаемых при послесварочном отпуске, представляло несомненный интерес с точки зрения прогнозирования работоспособности и конструктивно-технологического оформления сварных соединений.

В результате исследований обнаружен эффект резкого снижения деформационной способности на крупнозернистом участке имитированной ЗТВ высокопрочных низкоуглеродистых легированных сталей при одновременном воздействии температуры отпуска и деформации с низкой скоростью. На участке нагрева в межкритический интервал деформационная способность в несколько раз выше, чем у основного металла.

Исследования показали связь эффекта снижения деформационной способности с наличием или отсутствием процессов рекристаллизации α -фазы в мелкозернистой мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре низкоуглеродистой легированной стали. Чем меньше степень развития рекристаллизации и чем ниже интенсивность процессов карбидообразования при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации, тем ниже значения относительного удлинения перед разрушением. Повышение уровня легирования высокопрочной стали элементами замещения и формирование устойчивых специальных карбидов способствует снижению интенсивности протекания процессов рекристаллизации и развития карбидных превращений, что повышает склонность к охрупчиванию при одновременном воздействии температуры высокого отпуска и деформации.

Сопоставление результатов исследования влияния скорости деформации и температуры отпуска на структуру основного металла и имитированных участков ЗТВ стали марок 10ХН3МД и 10ХН4МДФ позволил сделать вывод, что высокие значения пластической деформации разрушения (относительное удлинение перед разрушением) обеспечивает мелкозернистая ферритно-карбидная структура, формирующаяся в результате рекристаллизации α -фазы в исходной мартенситной или мартенситно-бейнитной структуре и интенсивного карбидообразования при совместном воздействии температуры и деформации.

ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЙ АНАЛИЗ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В.,
Старенченко С.В., Соловьев А. Н.

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

Для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью механических свойств разработан новый подход к проведению термоактивационного анализа, основанный на принципе суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики на изменение скорости или температуры деформации [1, 2].

На основании предложенного подхода проведены измерения эффективного активационного объема. Показано, что изменение величины эффективного активационного объема с деформацией, также как и для чистых металлов, определяется преимущественно процессами, зависящими от плотности дислокаций. Для всех температур выполняется линейная зависимость величины обратной активационному объему от приложенных напряжений. С использованием полученных значений активационных объемов проведена оценка плотности дислокаций, которая показала совпадение порядка полученных величин со значениями, измеренными с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

Определены энергии активации (U) контактного взаимодействия сверхдислокаций при октаэдрическом и кубическом скольжениях. Для октаэдрического скольжения при температуре 293K $U = (1,6 \pm 0,13)$ эВ, при температуре 673K $U = (4,3 \pm 0,5)$ эВ. Для кубического скольжения при $T = 473$ K $U = (1,2 \pm 0,12)$ эВ.

Получены величины энергии активации механизмов, определяющих температурную зависимость предела текучести монокристаллов сплава Ni_3Ge различного состава. Восходящей ветви температурной зависимости предела текучести соответствует низкотемпературная энергия активации (u_1), которая в зависимости от состава сплава меняется в диапазоне $(1,3 \div 1,7) \cdot 10^{-2}$ эВ и высокотемпературная энергия активации u_2 равная $(8,8 \div 12,1) \cdot 10^{-2}$ эВ. Снижение напряжений течения, следующее за «пиком» аномалии, описывается энергией активации (u^*_1), которая в зависимости от состава сплава меняется в диапазоне $(5,7 \div 7,2) \cdot 10^{-2}$ эВ и второй энергией активации (u^*_2) имеющей значения $(7,9 \div 8,5) \cdot 10^{-2}$ эВ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00182-а

1. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А. Аномальный скачок напряжений при вариации скорости деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$ в условиях кубического скольжения // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100. № 4. С. 78-84.
2. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В. Вариация температуры в процессе деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge с ориентациями оси деформации $[0\ 0\ 1]$ и $[1\ 3\ 9]$ // Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. № 2. С. 54-60.

КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИНЧАТО-БАЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ, СОСТОЯЩЕЙ ИЗ ДВУХ ПЛАСТИН С ВНУТРЕННИМ ЛОКАЛЬНЫМ РЕБРОМ И ЗАЗОРАМИ МЕЖДУ ЭЛЕМЕНТАМИ

Яковлева Т.В., Крысько В.А. -мл.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А.,
Саратов, РФ, yan-tan1987@mail.ru

Пластиночато-балочные системы находят широкое применение в различных приборах навигации, приборах электронной техники, в гироскопах (слоистые плоские микромеханические акселерометры) [1]. Наличие зазора между элементами в таких структурах уже при малых прогибах, соизмеримых с зазором между элементами, может привести изучаемый объект в состояние хаотических колебаний [2]. Поэтому необходимо учитывать контактное взаимодействие между ними, то есть решать конструктивно нелинейную задачу по классификации П.А. Лукаша.

В работе предложен общий метод исследования математической модели пространственно-временного хаоса многослойной изотропной структуры с учетом контактного взаимодействия слоев. Структура состоит из двух пластин (модель Жермен-Лагранжа), между которыми имеется балка (модель Эйлера-Бернулли), при этом между элементами имеются зазоры. Контактное взаимодействие учитывается по модели Винклера [3]. Искомые уравнения приведены к безразмерному виду обычным образом.

$$\begin{cases} \frac{1}{12(1-\mu^2)} \left(\frac{1}{\lambda^2} \frac{\partial^4 w_i}{\partial x^4} + \lambda^2 \frac{\partial^4 w_i}{\partial y^4} + 2 \frac{\partial^4 w_i}{\partial x^2 \partial y^2} \right) + \frac{\partial^2 w_i}{\partial t^2} + \varepsilon \frac{\partial w_i}{\partial t} - q_i(x, y, t) + (-1)^i q_{ki} = 0, \\ \frac{1}{12} \frac{\partial^4 w_3}{\partial x^4} + \frac{\partial^2 w_3}{\partial t^2} + \varepsilon \frac{\partial w_3}{\partial t} + q_{k1} - q_{k2} = 0, \end{cases}$$
$$q_{k1} = K(w_1 - w_3 - h_k) \frac{1}{2} [1 + \text{sign}(w_1 - h_k - w_3)], \quad q_{k2} = K(w_3 - w_2 - h_k) \frac{1}{2} [1 + \text{sign}(w_3 - h_k - w_2)]$$

Соотношения q_{ki} представляют связь Винклера между обжатием и контактным давлением. К исходным уравнениям присоединены нулевые начальные условия и граничные условия – шарнирное опирание. Система дифференциальных уравнений сводится к задаче Коши методом Фаздо-Галеркина в высших приближениях и методом конечных разностей с аппроксимацией $O(h^2)$ и $O(h^4)$ по пространственной координате. Далее задача Коши решается методами Рунге-Кутты 4-го, 6-го, 8-го порядка точности по времени. Предпочтение отдается методу Рунге-Кутты 4-го порядка точности. Решение поставленной задачи проводится несколькими методами для достоверности получаемых результатов. Для решения и анализа этих конструктивно-нелинейных задач применяются методы качественной теории дифференциальных уравнений, вейвлет - анализ, методы анализа знака старшего показателя Ляпунова.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-5609.2016.8. и гранта РФФИ 16-08-01108.

1. T.D. Amorim, W.G. Dantas, A.Gusso / Analysis of the chaotic regime of MEMS/NEMS fixed-fixed beam resonators using an improved 1DOF model // Nonlinear Dynamics, January 2015, Volume 79, Issue 2, pp 967-981;
2. Awrejcewicz J., Krysko Jr. V.A., Yakovleva T.V., Krysko V.A. / Noisy contact interactions of multi-layer mechanical structures coupled by boundary conditions. // Journal of Sound and Vibration. No. 369. 2016. p. 77-86;

3. Кантор Б.Я. / Контактные задачи нелинейной теории оболочек вращения // АН УССР. Ин-т пробл. машиностроения. – Киев: Наук. думка, 1990. – с. 100.

БАЛЛИСТИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ РАЗРУШЕНИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Коробенков М.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,

Томск, Россия

korobenzkov@ftf.tsu.ru

Эффективная баллистическая стойкость современных многослойных материалов немислима без использования в качестве элемента структуры керамических композитов. Применение подобных материалов оправдано их высокими прочностными свойствами. Роль керамического слоя в многослойных преградах заключается в поглощении основной части кинетической энергии ударника, его последующему разрушению и смятию с увеличение контактной зоны воздействия на последующие слои преграды. Хрупкое поведение керамики на основе оксида алюминия при высокоскоростном воздействии ударника приводит к полному разрушению защитного слоя. Поэтому применение композитов на основе оксид алюминиевой матрицы с включениями стабилизированного диоксида циркония позволит увеличить вязкость разрушения защитных покрытий без использования дополнительных слоев.

В работе проведена оценка баллистической стойкости разрушению керамических композиционных покрытий методом моделирования высокоскоростного взаимодействия стального сферического ударника с керамокомпозитной преградой с различными скоростями нагружения. В качестве защитного покрытия использовался керамический композит на основе оксид алюминиевой матрицы с включениями диоксида циркония различной концентрации.

Основные уравнения расчетной модели, предназначенной для описания процесса ударного взаимодействия деформируемых тел, базируется на математическом аппарате механики сплошных сред. Для описания механического поведения керамики в элементах покрытия выбрана модель Джонсона-Холмквиста, использующая концепцию, согласно которой разрушение представляет собой процесс зарождения и развития повреждений в хрупком материале [1,2]. Для описания процесса разрушения использовалась модель Джонсона-Кука, согласно которой разрушение конечного элемента происходит, если параметр поврежденности D становится равным единице [3].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-31-60059 мол_а_дк.

1. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Козулин А.А., Пасько Е.Г., Скрипняк В.В., Коробенков М.В. Влияние поровой структуры хрупкой керамики на разрушение при динамическом нагружении // Известия Томского политехнического университета. 2009. Т. 315. № 2. С. 113-117.
2. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Козулин А.А., Скрипняк В.В., Коробенков М.В. Влияние эволюции структуры оксидной керамики на ее поведение при динамическом нагружении // Изв. вузов. Физика. 2009. Т. 52. № 12. С. 46-53.
3. Johnson GR, Cook WJ. A constitutive model and data for metals subject to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. TheHague, Netherlands. - 1983. - P. 541.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ОГРУБЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0 В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Козельская А.И.¹, Панин А.В.^{1,2}, Казаченок М.С.¹, Романова В.А.¹,
Почивалов Ю.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

annakozelskaya@gmail.com

В работе исследовано влияние ультразвуковой обработки на закономерности формирования деформационного рельефа на поверхности нагруженных образцов технического титана VT1-0. Показано, что огрубление поверхности исследованных образцов в процессе одноосного растяжения имеет многоуровневый характер. Методом оптической профилометрии, обеспечивающим получение информации о распределении высот точек поверхности со всей рабочей части нагруженного образца, выявлено образование крупных холмов и впадин, вызванных коллективным смещением большого числа поверхностных зерен в направлении, нормальном к свободной поверхности. Исследования, выполненные при большем увеличении, демонстрируют на поверхности холмов и впадин более мелкий рельеф, обусловленный разворотом индивидуальных поверхностных зерен, при котором выявляются границы между соседними зёрнами. Интенсивность разворотов поверхностных зерен оценивалась методом дифракции обратно рассеянных электронов по величине изменения углов Эйлера. Наконец, методом атомно-силовой микроскопии детально исследован ступенчатый рельеф поверхности отдельных зерен, вызванный как скольжением, так и двойникованием.

Ультразвуковая обработка оказывает существенное влияние на эволюцию деформационного рельефа, развивающегося на поверхности образцов VT1-0 в процессе одноосного растяжения. Формирование нанокристаллической структуры в тонком поверхностном слое подавляет развитие деформации на микромасштабном уровне. Уменьшение интенсивности внутризеренного скольжения приводит к снижению степени разворотов поверхностных зерен и, как следствие, к менее развитому деформационному рельефу. В свою очередь, макроскопическое огрубление поверхности, обусловленное смещением агломератов зерен в направлении нормальном к оси нагружения, не зависит от наличия упрочненного поверхностного слоя и определяется величиной среднего размера зерна в объеме материала.

Проведены численные исследования деформационных процессов на микро- и мезоуровнях в образцах поликристаллического титана, находящихся в крупнозернистом состоянии и с упрочненным поверхностным слоем. Продемонстрировано влияние ультразвуковой обработки на характер зависимости шероховатости поверхности нагруженного образца от степени его деформации. Выявлено хорошее совпадение результатов численного моделирования с экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 14-19-00766). Экспериментальные исследования проводились на приборах ЦКП «НАНОТЕХ» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0 ПОДВЕРГНУТОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ ОДНООСНОМУ РАСТЯЖЕНИЮ

Казаченок М.С.¹, Панин А.В.^{1,2}, Козельская А.И.¹, Первалова О.Б.¹,
Почивалов Ю.И.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,*

Томск, Россия

kms@ispms.tsc.ru

Методами электронной и атомно-силовой микроскопии, а также дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) исследованы закономерности огрубления поверхности образцов технического титана VT1-0, подвергнутых предварительной ультразвуковой обработке. Установлено, что пластическое оттеснение материала ударником и его микровыступами сопровождается формированием навалов различной формы и размеров. С использованием просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения продемонстрировано формирование нанокристаллической структуры в поверхностных слоях толщиной 5–10 мкм, состоящей из дислокационных субструктур и двойников со средними размерами менее 100 нм. Проведены количественные оценки плотности дислокаций, средних размеров двойников, зерен и субзерен в зависимости от глубины упрочненного слоя.

С использованием контактного и оптического профилометров, а также оптического и атомно-силового микроскопов изучено влияние ультразвуковой обработки на закономерности развития деформационного рельефа на плоской поверхности образцов VT1-0, подвергнутых одноосному растяжению. Проведен сравнительный анализ EBSD-карт микроструктуры поверхностного слоя образцов, полученных при различных степенях деформации. Показано, что наличие в поверхностных зернах образцов большого количества двойников и высокой плотности дислокаций препятствует дислокационному скольжению в процессе одноосного растяжения. При этом наблюдается непрерывное увеличение размеров двойников, сформированных в процессе ультразвуковой обработки.

Подавление дислокационного скольжения в упрочненных поверхностных слоях образцов VT1-0 обуславливает зарождение и распространение в процессе одноосного растяжения периодических полос сдвига, ориентированных вдоль сопряженных направлений максимальных касательных напряжений. Использование EBSD-анализа позволило выявить закономерности фрагментации зеренной структуры внутри полос сдвига. Методом просвечивающей электронной микроскопии исследована тонкая структура данных полос.

Выявлена взаимосвязь дефектной структуры, сформированной в поверхностных зернах образцов VT1-0 в процессе ультразвуковой обработки, с их прочностными характеристиками.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-19-00766). Экспериментальные исследования проводились на приборах ЦКП «НАНОТЕХ» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

ПРОЧНОСТЬ ДИФФУЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ИЗ СПЛАВА Ni – 2% Cr

Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р.

Россия, ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
sloth-usatu@mail.ru

Совмещение путем сварки давлением в одном изделии высоких коррозионных и механических свойств титанового сплава и прочности стали позволит расширить возможности машиностроения, аэрокосмической и химической промышленности. Однако, получение надежных соединений этих сплавов связано с рядом трудностей, и в частности, с образованием хрупких интерметаллидов системы Ti–Fe.

В данной работе исследовали формирование соединения титанового сплава и нержавеющей стали через тонкую наноструктурированную прослойку никелевого сплава (Ni– 2 ат.% Cr). Выбор нихрома обусловлен тем, что легирование хромом приводит к значительному снижению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения в формирующемся при сварке слое TiNi, сопровождающегося аномально высоким скачком коэффициента термического расширения [1, 2]. В зоне соединения Ti–Ni образуются сплошные слои интерметаллидов Ti_2Ni , TiNi, $TiNi_3$. В области нержавеющей сталь – никелевый сплав диффузия приводит к плавному изменению состава.

Исследовали влияние температуры сварки на прочность образующегося соединения (рис. 1). Для сравнения приведены литературные данные по сварке через никелевую прослойку в крупнозернистом (КЗ) и наноструктурном (НС) состояниях [2]. Использование прослойки из никелевого сплава замедлило образование интерметаллидов: так при температуре сварки 700 °С в зоне соединения Ti– Ni отсутствуют интерметаллиды состава $TiNi_3$, а TiNi присутствует. Для сравнения, при сварке через никель эти интерметаллиды наблюдаются уже при 700 °С.

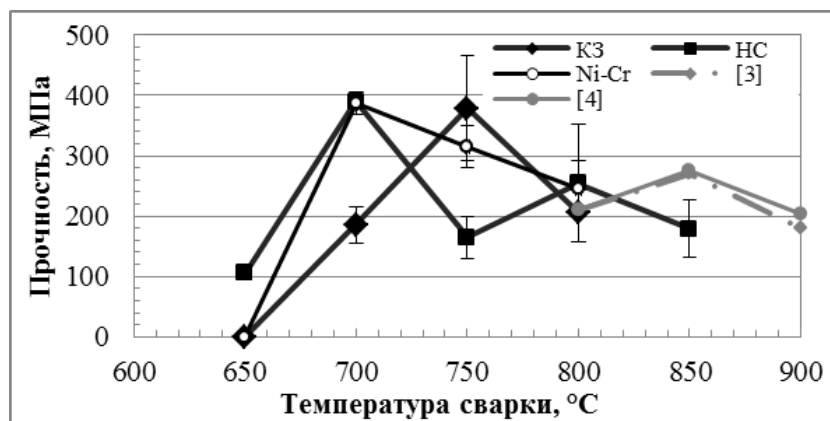


Рис. 1. Зависимость прочности соединения титана и нержавеющей стали через никелевую и никель-хромовую прослойки в зависимости от температуры сварки давлением

1. K. Otsuka, X. Ren// Progress in Materials Science 50 (2005) 511–678
2. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахомов М.Х., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р.// Известия вузов. Физика, том 58, № 6, 2015, стр.74 – 79.
3. S. Kundu, S.Chatterjee // Materials characterization 59 (2008) p. 631-637.
4. J.C.Yan, D.S.Zhao, C.W.Wang, L.Y.Wang, Y. Wang, S.Q. Yang // Materials science and technology, 25(2009), no 7, p.914-918.

ТРЕХОСНОЕ НАГРУЖЕНИЕ НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РАМКАХ ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ

Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П.

Университет промышленных технологий и дизайна,
Университет аэрокосмического приборостроения,
Санкт-Петербург, Россия
sppom@yandex.ru

Изучается возможность описания поведения неоднородных материалов в рамках эндохронной теории неупругости, учитывающей большие деформации. Определяющие соотношения геометрически нелинейного варианта такой теории в безындексной форме записи тензоров можно предложить в следующем виде

$$\begin{aligned} \frac{\alpha \tau}{2G} \dot{\sigma} + \frac{\sigma}{2G} |\dot{r}| &= \tau \dot{r} + \frac{r}{g + \alpha} |\dot{r}|, & \sigma_0 + \gamma \frac{d\sigma_0}{dr} &= \frac{1}{\beta} \sigma_0 \frac{dr_0}{dr}, \\ r &= \varepsilon - (1 - \alpha) \frac{\sigma}{2G}, & \dot{r} &= \dot{\varepsilon} - (1 - \alpha) \frac{\dot{\sigma}}{2G}, & dr &= \sqrt{dr_{ij} dr_{ij}}, \\ \dot{r} &= D - (1 - \alpha) \frac{\dot{\sigma}}{2G}, & r_0 &= \varepsilon_0 - \frac{k_1}{K} \sigma_0, & |\dot{r}| &= \sqrt{\frac{dr}{dt} : \frac{dr}{dt}}, \\ \dot{\varepsilon} &= \dot{\varepsilon} + \varepsilon \Omega - \Omega \varepsilon, & \dot{\sigma} &= \dot{\sigma} + \sigma \Omega - \Omega \sigma, & \dot{\varepsilon} &= D, & \Omega &= \dot{R} R^T. \end{aligned}$$

Здесь ε и ε_0 – девиатор и шаровая часть тензора деформаций, σ и σ_0 – девиатор и шаровая составляющая тензора напряжений, r – девиатор параметрического тензора, τ – аналог деформационного предела текучести, g – аналог коэффициента упрочнения, α и γ – параметры эндохронности, G – модуль сдвига, K – модуль объёмного сжатия, β и k_1 – константы материала, верхний индекс T – знак транспонирования, t – время, Ω – тензор спина, R – ортогональный тензор поворота

$$R = F U^{-1}, \quad L = \dot{F} F^{-1}, \quad D = (L + L^T)/2,$$

F – тензор градиента деформаций, U – правый тензор удлинения в полярном разложении тензора градиента $F = R U$, L – скорость градиента деформаций, D – тензор скоростей деформаций.

В докладе рассматриваются различные варианты теории, приводится ряд примеров по моделированию трёхосного нагружения. Подчёркивается важность применения обобщённого закона разрыхления Новожилова [1], с помощью которого в частности, подтверждается гипотеза Колимбаса [2] о существовании предельной фазы дилатации.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 14-01-00202).

1. Новожилов В.В. О пластическом разрыхлении // Прикладная математика и механика. 1965. Т. 29. Вып. 4. С. 681-689.
2. Kolymbas D., Herle I., von Wolffendorff P.A. Hypoplastic constitutive equation with internal variables // International journal for numerical and analytical methods in geomechanics. 1995. Vol.19. N6. P. 415-436.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СТОЛБЧАТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ТЕСТОВ

Овчинников С.В., Пинжин Ю.П.

ИФПМ СО РАН, НИ ТГУ, г. Томск, Россия

ovm@spti.tsu.ru

Как известно, одним из критериев получения износостойких антифрикционных покрытий является их высокая твёрдость, которая в однофазных покрытиях низколегированных нитридов переходных металлов со столбчатой структурой может достигать десятков ГПа. Вместе с тем, уровень прочности таких покрытий, характер их деформации и разрушения можно регулировать изменением степени дисперсности столбчатой структуры, характером её сопряжения с подложкой и её механическими свойствами, а также типом легирующих покрытие элементов, которые в определённой степени могут способствовать формированию поверхностных антифрикционных плёнок. В этой связи в данной работе была поставлена задача исследования трибологических характеристик и особенностей деформации и разрушения столбчатых покрытий на основе нитрида титана в разной степени легированных Al, Si, Cu либо Al, Si, Cr, Mo, S.

Покрyтия и азотированный подслоy титана толщиной около 1 мкм осаждены несбалансированным магнетронным распылением мишеней Ti, Cu и полученных прессованием порошков составов $Al_{60}Si_{40}$ или $Al_{50}Si_{16}Cr_{17}Mo_{5.56}S_{11.44}$ в смеси аргона и азота при потенциале смещения от -50 до -200 В, температуре 150 °С и планетарном вращении твёрдых (сплав Т15К6) и мягких (сталь, молибден) подложек. Триботесты выполнены с контролем из сплава ВК на воздухе при влажности 50 % и нагрузках до 5 Н.

Установлено, что неоднородный характер деформации и разрушения покрытий на мягкой металлической подложке в триботрэках выражается в формировании характерного нерегулярного квазиволнового рельефа поверхности трэка, в наименее деформированных участках которой субмикрoкристаллическая структура сохраняется при увеличении в сравнении с состоянием после осаждения упругого (в наноразмерных фрагментах) и упруго-пластического (на масштабах субзёрен) изгиба-кручения кристаллической решётки на 20-30 % и уровня остаточных напряжений до (2-4) ГПа. Развитие деформации в более глубоких слоях истираемого покрытия приводит к формированию областей однофазной нанокристаллической структуры при размерах нанокристаллов ~ 10-15 нм, а на поверхности трения – нанокомпозита, образованного частицами износа, оксидами титана и молибдена в поверхностной аморфной плёнке с высоким (десятки ат. %) содержанием кислорода. Показано, что структурным механизмом деформации и разрушении покрытий на твёрдой подложке (сплав Т15К6) в зонах триботрэков является формирование в поверхностном слое высокодисперсной сетки трещин, обуславливающей наноразмерность продуктов разрушения и макроскопически гладкий рельеф поверхности взаимодействия. Различия в картинах деформации и разрушения исследованных покрытий отражают более низкую пластичность (рост плотности трещин вдоль границ столбчатой структуры и нормальных поверхности трещин в нанокристаллическом состоянии) покрытий с MoS_2 , что связано с более высокой дисперсностью структуры вследствие повышенных концентраций нерастворимых примесей и более низкой энергетической активацией процесса роста таких покрытий. Преимуществом покрытий отмеченной системы является более высокая эффективная адгезионная прочность, связанная, по-нашему мнению, с созданием переходного высокодисперсного нанокристаллического слоя от азотированного подслоя титана к столбчатой структуре покрытия.

ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ TiNi-TiCu, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Соколова Н.А.¹, Высотина Е.А.¹,
Хабибуллина И.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

В последнее время показана эффективность использования сплавов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), для создания микроустройств в различных областях техники, в частности, в приборостроении, медицине, энергетике, космических технологиях, робототехнике. Для миниатюризации устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств становится актуальным получение тонкомерных материалов с эффектом обратимой памяти формы (ЭОПФ). Поэтому целью данной работы было исследование свойств быстрозакалённых аморфно-кристаллических тонких лент из сплава системы TiNi-TiCu, обладающих ЭОПФ, для создания на их основе микромеханических устройств различного назначения.

В качестве объекта исследований был выбран сплав квазибинарной системы TiNi-TiCu с 25 ат. % Cu, полученный методом сверхбыстрой закалки из расплава (метод спиннингования расплава). В результате этого процесса, происходящего со скоростью охлаждения расплава $10^5 \div 10^6$ К/с, получали тонкие ленты толщиной $30 \div 50$ мкм и шириной от 1 до 2 мм в аморфном и аморфно-кристаллическом состояниях.

В зависимости от скорости охлаждения расплава в процессе спиннингования формируется аморфное или аморфно-кристаллическое состояние ленты. Типичные поперечные сечения быстрозакалённых лент показаны на рисунке 1. При скоростях охлаждения расплава около 10^6 К/с лента аморфизуется (рис. 1, а). Более низкие скорости охлаждения расплава (до 10^5 К/с) приводят к образованию кристаллического слоя толщиной $2 \div 10$ мкм на неконтактной поверхности ленты (рис. 1, б).

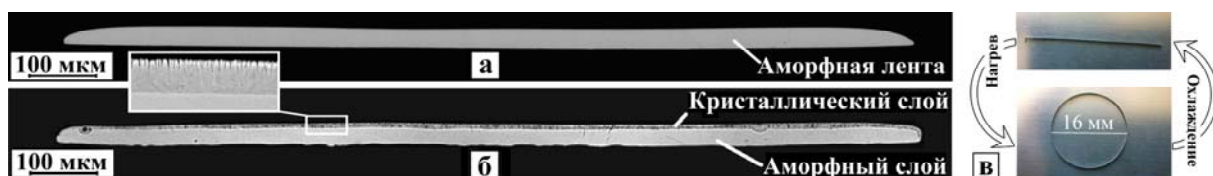


Рис. 1. Изображение типичного поперечного сечения быстрозакалённых лент, полученных при скоростях охлаждения 10^6 К/с (а) и $5 \cdot 10^5$ К/с (б), проявление ЭОПФ (в)

Во всех полученных образцах слоистых аморфно-кристаллических лент проявляется ЭОПФ с деформацией изгибом при нагреве выше температуры A_k и возврату к исходной (прямолинейной форме) при остывании ниже температуры M_k без каких-либо дополнительных термообработок (рис. 1, в).

Для более детальных исследований быстрозакалённой слоистой аморфно-кристаллической ленты был выбран образец с общей толщиной около 40 мкм и толщиной кристаллического слоя 10 мкм. Были проведены следующие исследования: оптическая и сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным рентгеновским микроанализом; *in situ* исследования; рентгеноструктурный анализ при различных температурах; измерение микротвёрдости; дифференциальная сканирующая калориметрия; измерения температурной зависимости формоизменения при реализации ЭПФ; оценено быстродействие и количество циклов реализации ЭОПФ и др.

На основе полученных экспериментальных данных предложена качественная структурная модель материала, которая корректно описывает механическое поведение быстро-закалённого аморфно-кристаллического ленточного композита.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 31 16-32-60105\15.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

**Кулебякин А.В.¹, Алисин В.В.², Борик М.А.¹, Ломонова Е.Е.¹, Милович Ф.О.³,
Мызина В.А.¹, Табачкова Н.Ю.³**

¹*Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, Москва*

²*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва*

³*Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва*
kulebyakin@lst.gpi.ru

Современные машины и механизмы включают в себя большое количество различных трибосопряжений. Качество узлов трения в значительной степени зависит от материала, из которого они изготовлены. Повышение ресурса и надежности узлов трения связывают с применением новых материалов. Одним из таких материалов являются кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ). Они являются перспективным конструкционным материалом для использования в узлах трения, так как обладают высокими прочностными характеристиками в сочетании с низким коэффициентом трения, являются химически инертными и устойчивы при высокой температуре.

Кристаллы ЧСЦ представляют собой твердый раствор ZrO_2 с добавлением примесей редкоземельных элементов в концентрации достаточной для стабилизации тетрагональной модификации диоксида циркония. Кристаллы выращивают методом направленной кристаллизацией расплава в холодном контейнере с использованием прямого высокочастотного нагрева.

В рамках данной работы синтезирована серия кристаллов разного химического состава и проведено исследование влияние примесей и их сочетаний на структуру, фазовый состав, прочностные и трибологические характеристики. Показано, что добавление к системе $ZrO_2 - Y_2O_3$ оксида церия и неодима может существенно улучшать механические свойства кристаллов, такие как микротвердость и трещиностойкость, введение оксида эрбия приводит к уменьшению коэффициента трения. Отмечено, что фазовый состав и свойства кристаллов зависят не только от концентрации стабилизирующего оксида иттрия и легирующих примесей, но и от высокотемпературной послеростовой обработки – это особенно заметно на образцах кристаллов, легированных ионами церия, имеющих переменную валентность.

Проведенные исследования показывают, что легирование кристаллов ЧСЦ редкоземельными элементами в сочетании с термообработкой является эффективным технологическим приемом при получении материала с заданным сочетанием физико-механических свойств, необходимых для конкретного практического применения.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-38-70053

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Землякова Н.В.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород, Россия
serti222@yandex.ru

Методами большой пластической деформации получают материал с высокоугловатыми неравновесными границами зерен ($\sim 1 \mu\text{м}$), высоким пределом прочности. Очевидно, что виды БПД должны иметь похожие стадии развития деформационных процессов. В настоящей работе изучали эволюцию структуры меди марки М1 после отжига и 5 и 8 проходов РКУП по маршруту Вс при комнатной температуре. Цель работы – в анализе получаемой структуры на макро, мезо и микроуровне. Исследование проводили методами калориметрии (NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix), микроскопии (Neophot 32, СЭМ TESCAN Vega II). Измельчение структуры имеет непрерывный и неравномерный характер, и начинается с образования и затем взаимодействия полос деформации [1]. За 1 проход РКУП ($\epsilon = 1$) зерна-двойники исходного материала размерами ($30 \times 50 \mu\text{м}$) образуют полосы с ВУГ размерами ($30 \times 200 \mu\text{м}$), разделенные переходными полосами, в виде пачек микрополос шириной $\sim 1 \mu\text{м}$ [2, 3]. В благоприятно расположенных к деформации областях успевает пройти фрагментация. Отмечено наличие волнистых линий при деформации и их пересечение, как результат поперечного скольжения винтовых дислокаций. Изменение структуры происходит за 2 этапа до и после $\epsilon = 4$, как и при ИПДК [4]. После 5 проходов фрагментированная структура занимает 25% деформируемой площади образца. Фрагменты, образованные с 1 по 4 проход, проходят динамическую рекристаллизацию к 8 проходу [5]. За 5 проходов структура меди неоднородна ячеисто-фрагментированная в виде полос в форме эллипса размерами ($2 \times 10 \mu\text{м}$) с МУГ, с фрагментами размерами $0,5 \mu\text{м}$ (зоны светло-серого цвета рис. 1б) и 70% площади – это ячейки ($0,1 \times 0,5 \mu\text{м}$). На рис.1 микроструктура после 5 (а, б) и 8 проходов (с).

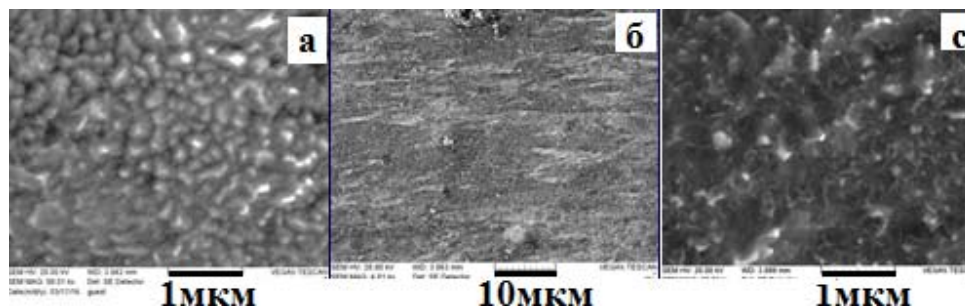


Рис.1

После 8 проходов в структуре образованы равноосные зерна размерами $1\text{--}5 \mu\text{м}$ с ВУГ, внутри которых равноосные фрагменты и бездислокационные фрагменты размерами $0,3\text{--}1 \mu\text{м}$ (зоны светло-серого цвета рис.1,с) с ячейками размером $0,1 \mu\text{м}$.

Автор благодарит Разова Е.Н, Москвичева А.А. за помощь в проведении исследований.

1. Русаков Г.М. и др. // Журнал технической физики, 2014, том 84, вып. 8, с. 77.
2. Утяшев Ф.Р. Современные методы интенсивной пластической деформации. Уфа, 2008. 314с
3. Вестник УГАТУ. Машиностроение. 2012, Т. 16, № 1 (46), с. 98.
4. Дитенберг И.А. и др. // Физическая мезомеханика, 15 5 (2012), с.59.
5. A.T.Vijayashakthivel // 12th GLOBAL CONGRESS ON MANUFACTURING AND MANAGEMENT, GCM 2014 PROCEDIA ENGINEERING 97. (2014), p. 56.

ОБЛИК ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦЕ ГРАНИТА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Кочанов А.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия,
kochanov@mail.ru

Разрушение и прочность материалов определяются возможностью развития трещин, изучение которых, особенно экспериментальное, является актуальной научной задачей. При проведении экспериментов система трещин создавалась в объеме образца гранита с помощью взрывного воздействия. Образец после взрыва оставался без видимых нарушений, и из него нарезались отдельные пластины. Визуальный осмотр поверхности пластин позволил выявить радиальные трещины длиной ~6–7 см, распространяющихся от центра взрывного воздействия. С целью уточнения их геометрических и структурных параметров выполнены исследования с использованием оптической и электронной микроскопии, и получены изображения отдельных их фрагментов (рис.1). Для оценки глубины трещины использовался метод сканирующей конфокальной лазерной микроскопии. В качестве примера на рис. 2 представлено распределение значений глубины трещины для ее фрагмента шириной ~445 мкм.

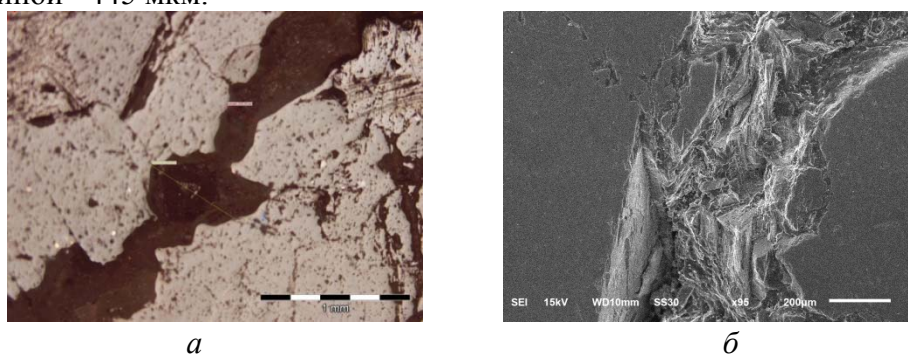


Рис. 1. Вид фрагментов трещины: оптическая (а) и электронная микроскопия (б)

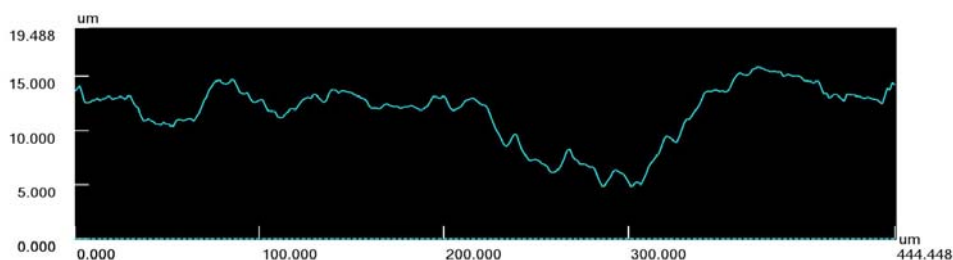


Рис. 2. Распределение значений глубины трещины по данным лазерной микроскопии

Анализ изображений показал, что ширина раскрытия трещины непосредственно у зарядной полости в месте ее зарождения примерно 3–4 раза меньше, чем ее максимальная ширина на более удаленном расстоянии от центра взрывного воздействия. Неровности берегов трещины и ее профиля, наблюдаемые на изображениях, могут свидетельствовать об изменениях ее скорости распространения, связанных с формированием зоны локализации разрушения и последующим скачкообразным продвижением, так как обычно развитие трещины связано с накоплением в области ее вершины различного рода повреждений.

В результате исследований с использованием современных методов микроскопии определены параметры трещины, образовавшейся в условиях взрывного воздействия в граните, что позволяет рассмотреть вероятные механизмы ее зарождения и развития.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ТОНКОСТЕННОГО СТЕРЖНЯ, СОВЕРШАЮЩЕГО КРУТИЛЬНЫЕ КОЛЕБАНИЯ, С УЧЕТОМ УПРУГОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ И ДЕПЛАНАЦИИ

Лампси Б.Б.

*Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет
(ННГАСУ), Нижний Новгород, Россия
boris-lampsi@yandex.ru*

В настоящее время стремительно развивающиеся техника и технология требуют новых, более точных методов расчета, наряду с этим широко распространяется изучение волновых процессов. Полученные результаты исследований имеют широкую область применения: от контроля материалов и изделий при их производстве, до строительства зданий, сооружений, объектов машиностроения, металлургии, нефтехимии.

Математические модели, используемые для изучения крутильных колебаний стержней, а также для изучения распространения крутильных волн, базируются на технических и уточненных теориях. Технические теории включают в себя модели Кулона и Сен-Венана, уточненные – модели Тимошенко и Власова. В монографии В. И. Сливкера [4] предложена еще одна уточняющая теория. В этой теории связь между углом закручивания $\theta(x, t)$ и мерой депланации $\beta(x, t)$ не постулируется как в теориях Тимошенко и Власова, а определяется в процессе решения задачи.

На основе этой теории в работе получено нелинейное дифференциальное уравнение крутильных колебаний стержня с учетом депланации его поперечного сечения. Полученное уравнение содержит в себе, наряду с кубической нелинейностью, характерной для интенсивных крутильных колебаний стержней [3], еще и квадратичную нелинейность, характерную для интенсивных продольных колебаний, не встречавшуюся прежде в математических моделях, описывающих крутильные колебания.

В отличие от большинства известных моделей, здесь связь между углом закручивания стержня и мерой депланации не постулируется, а находится в процессе решения задачи. Определено, что депланация, приводящая к появлению дисперсии фазовой скорости крутильной волны, приводит еще и к появлению квадратичной нелинейности, характерной для интенсивных продольных колебаний и не встречавшейся прежде в математических моделях, описывающих крутильные колебания. Показано, что в стержне может формироваться нелинейная стационарная крутильная волна. Выявлено, что такая волна является периодической и движется быстрее, чем любые линейные возмущения. Волна имеет пилообразную форму, длина волны увеличивается с ростом ее амплитуды. Проанализированы нелинейные эффекты, проявляющиеся при распространении интенсивных крутильных волн в тонкостенном упругом стержне. В результате проведенного анализа показано, что совместное действие нелинейности (вызванной высокой интенсивностью вибрации) и дисперсией (обусловленной депланацией) в стержне могут формироваться несинусоидальные стационарные волны, распространяющиеся с постоянной скоростью без изменения формы.

1. Артоболевский И.И., Бобровницкий Ю. И., Генкин М. Д. Введение в акустическую динамику машин. М.: Наука, 1979. 296 с.
2. Ерофеев В. И., Ключева Н. В. Солитоны и нелинейные периодические волны деформации в стержнях, пластинах и оболочках (обзор) // Акустический журнал. 2020. Т.48, №6. с. 725-740.
3. Ерофеев В. И., Кажаяев В. В., Семерикова Н. П. Волны в стержнях. Дисперсия. Диссипация. Нелинейность. М.: Физматлит, 2002. 208 с.
4. Сливкер В. И. Строительная механика. Вариационные основы. М.: Изд-во Ассоциации строительных вузов. 2005. 736 с.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

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

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

³ ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Россия

Nadejda89tsk@yandex.ru

Проведено исследование особенностей формирования микроструктуры и механических свойств жаропрочных 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (16X12B2ФТаР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР) в зависимости от режимов их высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). ВТМО включала аустенизацию при 1100 °С (1 ч.), пластическую деформацию прокаткой ($\varepsilon \approx 30\%$) в аустенитной области и последующую закалку в воду. Отпуск после ВТМО проводили при $T = 720$ °С в течение 0,5–3 ч. Традиционная термическая обработка (ТТО) этих сталей состоит из закалки от 1100 °С (на воздух) и отпуска при $T = 720$ °С (3 ч.).

ВТМО приводит к формированию микроструктуры с высокой (размеры частиц несколько нанометров) дисперсностью и объемной долей наночастиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$ непосредственно в процессе деформации и последующей закалки и значительному (от $\sim 10^{11}$ см⁻² до $\sim 10^{12}$ см⁻²), по сравнению с закалкой, увеличению плотности дислокаций в мартенситной структуре. Предполагается, что важным фактором образования частиц $V(C, N)$ является высокая плотность дислокаций в температурном интервале стабильности аустенита – интервале достаточно высокой диффузионной подвижности ванадия. Эти дислокации способствуют, во-первых, снижению барьера зарождения и критических размеров зародышей новой фазы; во-вторых, увеличению скорости роста частиц за счет повышения коэффициентов диффузии на дислокациях. Отметим, что объемная доля наноразмерных частиц после ВТМО не ниже, чем после ТТО, где они выделяются главным образом в процессе отпуска при 720 °С, 3 ч.

В отличие от традиционного режима обработки, отпуск при $T = 720$ °С после ВТМО не приводит к появлению каких-либо новых фаз. В гетерофазной структуре наблюдаются лишь незначительные эффекты коагуляции наноразмерных частиц карбонитридной фазы, дисперсность которой остается достаточно высокой. Другим важным эффектом ВТМО является снижение плотности и объемной доли грубодисперсных частиц $M_{23}C_6$. Последнее может быть связано с более интенсивным, по сравнению с закалкой в режиме ТТО, обеднением твердого раствора углеродом при образовании наноразмерных частиц карбонитрида $V(C, N)$ в аустенитной фазе.

Формирование после ВТМО структурных состояний с высокими значениями объемной доли наноразмерных частиц $V(C, N)$, плотности дислокаций и внутренних напряжений обеспечивает значительное (примерно на 300 МПа) повышение, по сравнению с закалкой, предела текучести сталей при комнатной температуре

ВТМО с последующим отпуском при $T = 720$ °С приводит к существенному (по сравнению с ТТО) увеличению, значений предела текучести как при комнатной (на $\Delta\sigma_{0,1} \leq 230$ МПа), так и при повышенной ($T = 650$ °С; на $\Delta\sigma_{0,1} \leq 100$ МПа) температурах испытаний. При этом пластичность остается на достаточно высоком ($\delta \approx 10$ –12 %) уровне.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00145.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

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

¹ *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия*

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

³ *ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Россия*

Nadejda89tsk@yandex.ru

Известно, что одной из проблем, ограничивающих применение ферритно-мартенситных сталей в качестве конструкционных материалов для активных зон ядерных реакторов, является их склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию при понижении температуры. Для решения этой проблемы необходимо детальное исследование закономерностей изменения механических свойств сталей в области температур их вязко-хрупкого перехода.

В настоящей работе представлены результаты исследований механических свойств, особенности пластической деформации и разрушения 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТаР) в температурном интервале от 20 °С до –196 °С после традиционной термической обработки (закалка в воду от $T = 1100$ °С, 1 ч. + отпуск при $T = 720$ °С, 3 ч.).

Снижение температуры от комнатной до $T = -196$ °С приводит к примерно 1,5-кратному (от ≈ 710 МПа до ≈ 1120 МПа) увеличению значений $\sigma_{0,1}$. При этом в интервале хрупко-вязкого перехода при $T = -80$ °С значительно увеличивается наклон кривой температурной зависимости предела текучести. При снижении температуры от комнатной до –80 °С ($\Delta T = 100$ °С) предел текучести увеличивается на $\Delta \sigma_{0,1} \approx 65$ МПа. В интервале температур от –80 до –196 °С при близком значении ΔT это увеличение составляет $\Delta \sigma_{0,1} \approx 340$ МПа. Это примерно 5-кратное увеличение скорости возрастания прочности в процессе снижения температуры деформации. При значительном росте предела текучести величина относительного удлинения при $T = -196$ °С снижается до $\delta \approx 2$ %.

В температурном интервале вязко-хрупкого перехода не обнаружено каких-либо существенных (качественных) изменений характера разрушения. Фрактограммы после деформации при разных температурах различаются лишь относительными долями вязкой и хрупкой составляющих. Это является косвенным свидетельством неизменности механизмов деформации и разрушения образцов в этом интервале. Снижение пластичности при понижении температуры может при этом являться следствием повышения прочности, когда увеличение уровня деформирующих напряжений приводит, с одной стороны, к возрастанию мощности концентраторов напряжений как потенциальных зон зарождения трещины; с другой – к снижению эффективности пластической релаксации в вершине трещины в процессе ее распространения.

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

ПРОЧНОСТЬ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т И СПЛАВА ВТ1-0 С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ МЕДНОЙ ВСТАВКОЙ

Пугачева¹ Н.Б., Мичуров¹ Н.С., Смирнова¹ Е.О., Веретенникова¹ И.А.,
Сенаева² Е.И.

¹Институт Машиностроения УрО РАН, г. Екатеринбург,

²ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург.

n.michurov@yandex.ru

Аустенитные коррозионностойкие стали и титановые сплавы обладают крайне плохой свариваемостью из-за существенных различий их теплофизических свойств. Для создания плавного перехода от одного материала к другому при их расплавлении, а также снижения вероятности появления трещин в зонах термического влияния эффективно применение переходных пластин при использовании лазерной сварки. Целью данного исследования является установление взаимосвязей технологических параметров лазерной сварки и микроструктуры и прочностных свойств сварного шва при соединении стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ1-0 через переходную медную пластину.

В работе исследовались сварные швы стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ1-0 через медную пластину с использованием углекислотного лазера по четырем различным режимам (см. таблицу).

Таблица. Режимы лазерной сварки, параметры и прочность сварных швов

№обр	Режим сварки	Ширина шва на ½ высоты, мм	HV 0,05			σ _в , МПа
			среднее	max	min	
1	V=0,3 м/мин.; W=1,0 кВт; F=—2 мм	1,7	328	446	237	179
2	V=0,4 м/мин.; W=1,7 кВт; F=—2 мм	1,9	340	690	150	217
3	V=0,6 м/мин.; W=1,7; кВт; F=—2мм	1,7	507	837	276	275
4	V=1 м/мин.; W=2,35 кВт; F= —2 мм	1,2	315	577	220	335

В сварных швах сформировались диффузионные переходные зоны, состоящие из пересыщенных твердых растворов на основе железа на границе со сталью и на основе титана на границе со сплавом ВТ1-0. Наименьшую прочность показал образец 1, из-за малой скорости движения лазерного луча в котором образовалась дендритная структура, имеющая малую долю междендритных пространств. Более высокие скорости охлаждения при лазерной сварке позволили получить в сварном шве и диффузионных переходных зонах пересыщенные твердые растворы, которые невозможно получить в обычных условиях. Максимально однородный по химическому составу и равномерный по высоте шов сформировался у образца 4 с бездендритной структурой и значительной объемной долей пластичного твердого раствора на основе меди с равномерно распределенными в нем частицами дисперсных интерметаллидов размерами от 2 до 200 мкм. Материал сварного шва – пересыщенный твердый раствор легирующих элементов на основе меди с равномерно распределенными дисперсными частицами интерметаллидов Ti(Fe,Cr)₂ и TiCu₃ – разрушается по механизму вязкого разрушения с участками хрупкого разрушения с фасетками скола и квазискола соответствующими крупным частицам интерметаллидов Ti(Fe,Cr)₂ или диффузионным зонам на границах со сталью или титановым сплавом.

Работа выполнена по государственному заданию ФАНО России по теме № 01201375907 и при частичной поддержке гранта РФФИ № № 16-38-00741 мол_а.

ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Al/SiC

Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Вичужанин Д.И.

Институт Машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,

n.michurov@yandex.ru

Необходимость современной промышленности в новых материалах с уникальными свойствами определяет разработку новых металломатричных композиционных материалов (ММК) системы Al/SiC, обладающих при своей низкой стоимости высокой прочностью и хорошей технологической обрабатываемостью. Определенные успехи в этой области уже достигнуты, но среди многообразия предлагаемых ММК сложно выбрать материал для конкретных условий эксплуатации. Интерес представляют исследования, посвященные изучению влияния строения ММК на свойства новых композитов. Целью работы является определение прочности и механизмов разрушения ММК с разным содержанием наполнителя.

В работе представлены результаты исследований прочности образцов из алюмоматричных композиционных материалов, матрицей которых является алюминиевый сплав, а наполнителем – частицы карбида кремния, объемная доля которых составляла 10 и 50 об.%. Микроструктуру исследовали методами оптической металлографии (оптический микроскоп NEOPHOT 21) и растровой электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп TESCAN с приставкой для микроанализа OXFORD). Испытания на статическое растяжение при комнатной температуре проводили на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801¹, скорость растяжения составляла 1 мм/мин.

Микроструктура исследуемых композитов показана на рисунке. Количество наполнителя в исследованных ММК повлияло на характер распределения частиц SiC в матрице: при содержании SiC 50 % частицы распределены практически равномерно, а при 10 % SiC – распределение сетчатое.

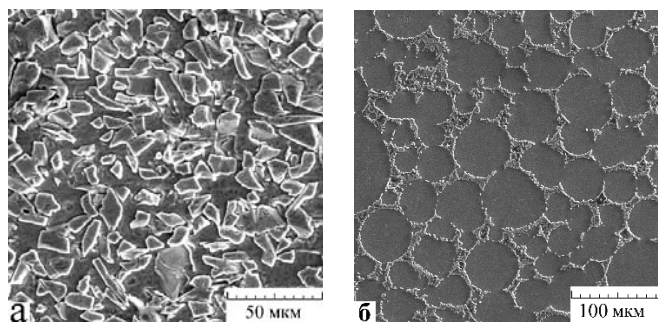


Рис. Структура ММК: 50Al–30SiC(*а*) и 90Al–10SiC (*б*)

Испытания на статическое растяжение образцов 50Al–30SiC показали прочное адгезионное взаимодействие частиц SiC с металлической матрицей: частицы прочно удерживаются на поверхности разрушения. Все образцы разрушились хрупко, поэтому предел текучести определить не удалось. Однако характер макрорельефа изломов можно отнести к однородному вязкому излому. На микроуровне рельеф излома показал, что разрушение происходит по границам раздела матрицы и наполнителя, алюминиевая матрица разрушается по механизму вязкого разрушения с характерным ямочным изломом. Предел прочности материала с 10 % SiC составил 136 МПа, а с 50 % SiC – 15 МПа.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 14-19-01358.

¹ Испытания проведены на оборудовании Центра коллективного пользования ИМАШ УрО РАН.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИБКИ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В.

ИПСМ РАН, Уфа, Россия,
d12art@mail.ru

При сверхпластической формовке (СПФ) трехслойных конструкций необходимо обеспечивать деформацию материала в оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластичности (СП), чтобы избежать локализации деформации и возможных разрывов листовых заготовок. Такая локализация может возникнуть в ребрах жесткости, поскольку они являются наиболее деформируемыми элементами конструкции. Нахождение эффективного закона подачи давления газа является актуальной задачей, в решении которой могут помочь современные методы компьютерного моделирования. Было проведено компьютерное моделирование гибки и СПФ формовки сечения лопатки с различными материалами: титановый сплав ВТ6, а также сплав VST2k. Температура СПФ составляла: 800 и 900°C. При СПФ использовались три закона подачи давления.

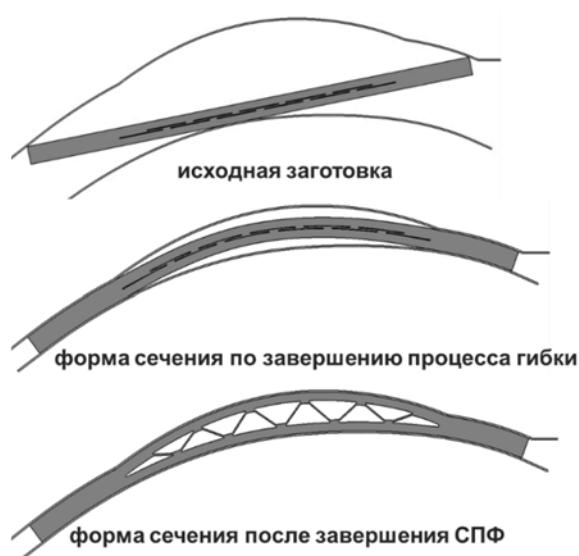


Рис.1. Этапы процесса гибки и формовки сечения лопатки

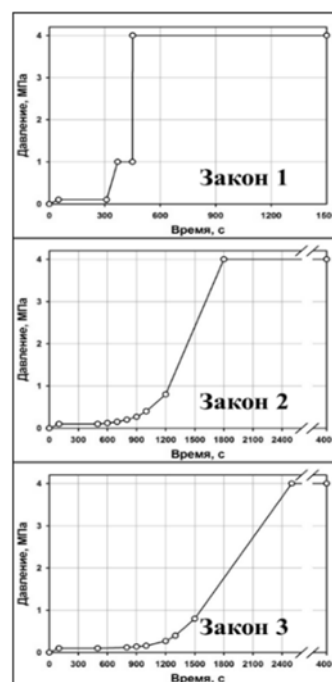


Рис.2. Законы подачи давления

Установлено, что закономерности формообразования лопатки при гибке одинаковы, для всех исследуемых материалов. При СПФ сечения лопатки из сплава ВТ6 при температуре 900°C следует использовать закон подачи давления 2, который позволяет избежать разрыва ребра жесткости при формовке. Показано, что для СПФ сечения лопатки из сплава VST2k при температуре 800°C следует использовать закон подачи давления газа 3, т.к. скорости деформации в исследуемых ребрах жесткости не выходят за пределы интервала сверхпластичности сплава VST2k при 800°C.

1. Safiullin A.R., Safiullin R.V., Kruglov A.A. "Application of nanostructural ti alloy for producing a face for a golf club" *Reviews on Advanced Materials Science*. 2010. Т. 25. № 3. С. 281-285.
2. Ахунова А.Х., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В., Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В. "Оптимизация параметров сверхпластической формовки полых трехслойных конструкций" // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. № 7. С. 33-38.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В.

ИПСМ РАН, Уфа, Россия,
d12art@mail.ru

Основной трудностью конечно-элементного моделирования сварки давлением (СД) является отсутствие достоверных экспериментальных данных о механических свойствах противосварочного покрытия (ПСП). Необходимо провести качественное моделирование, варьируя параметры, описывающие свойства ПСП в широких пределах. ПСП рассматривалось как абсолютно жесткое тело и как материал, который жестче титанового сплава в 5 и в 10 раз. Моделирование СД фрагмента лопатки осуществлялось при температурах 800°C и 900°C. Материал для заготовок: титановый сплав ВТ6, ВТ6 с улучшенными свойствами (ВСМПО) и VST2k. Время сварки 1,5 часа.

Было рассмотрено два способа нагружения (рис. 1). В первом случае, давление газа P при сварке прикладывалось к внешней стороне верхней заготовки (рис. 1,а). При этом сама конструкция лежала на штампе. Во втором случае, конструкция закреплялась по левому торцу конструкции, а давление прикладывалось по внешним сторонам верхней и нижней заготовки (рис. 1,б). Давление P составляло 2, 4 и 5 МПа.

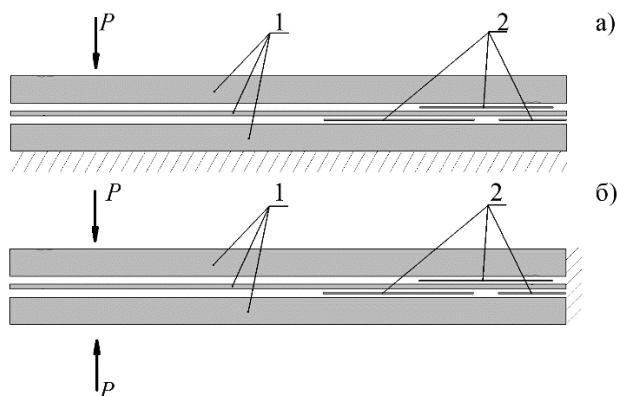


Рис. 1. Схема расположения листовых заготовок и ПСП. Цифрами обозначены:
1 – листовые заготовки из титанового сплава, 2 – ПСП

Установлено, что использование при СД в 5 МПа, позволяет ускорить время приведение в контакт листовых заготовок, что уменьшает время процесса сварки. Свойства ПСП не оказывают существенного влияния на процесс СД. При СД по способу нагружения 2 листовые заготовки быстрее приходят в контакт, что ускоряет процесс сварки. Установлено, что при СД заготовок обшивок из улучшенного сплава ВТ6 и среднего листа из сплава VST2k при температуре 800°C, время, необходимое для приведения листовых заготовок в контакт, увеличивается примерно в 2 раза по сравнению со сваркой при 900°C. Процесс протекания СД происходит практически одинаково для всех материалов, поскольку, рассматриваемые при моделировании титановые сплавы по свойствам близки, а степень деформации при СД мала.

1. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт. Письма о материалах, 2012, Т. 2, № 1, С. 32-35.
2. Ахунова А.Х., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В., Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В. "Оптимизация параметров сверхпластической формовки полых трехслойных конструкций" // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 7. С. 33-38.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА КИНЕМАТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА

Лунев А.Г., Надежкин М.В., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
(ИФПМ СО РАН), Россия,
mvn@ispms.tsc.ru*

В ИФПМ СО РАН группой авторов под руководством Зуева Л.Б. было обнаружено, что большинство материалов деформируются локализованно в процессе пластического течения, начиная от предела текучести и заканчивая разрушением образца, не зависимо от структуры и механизма пластической деформации [1]. Проявление локализации относится к процессам самоорганизации (автоволновым процессам). Полоса Чернова–Людера, в соответствии с классификацией автоволн, является автоволной переключения [2]. Характерной особенностью автоволн является зависимость ее параметров от среды формирования и независимость от внешних влияющих факторов и затухания среды распространения. В работе проведены исследования влияния размера зерна в низкоуглеродистой стали 08ПС на кинематику распространения полосы Чернова–Людера.

Испытания на растяжения производились на образцах с размером рабочей области 50x10x2 мм при комнатной температуре с постоянной скоростью движения захвата равной 0,2 мм/мин. Исходный размер зерна составлял 20–30 мкм. Наблюдение движения за полосой Чернова-Людера на площадке текучести производили с использованием метода цифровой спекл-фотографии [3]. При достижении образцом общей деформации 2,5 % деформирование прекращалось, при этом полоса Чернова–Людера успевала пройти треть рабочей области. Образец извлекался из захватов и помещался в вакуумную камеру для выращивания зерна посредством рекристаллизационного отжига. В результате отжига в продеформированной области исследуемого материала происходил рост зерна. Затем повторно производилась процедура повторного нагружения с последующим рекристаллизационным отжигом.

В результате проведенных экспериментов было установлено снижение напряжения предела текучести на 25 МПа в образцах после отжига в сравнении с исходным материалом. Зарождение полосы происходит в данном случае от границы раздела выращенного и исходного зерна.

После повторного деформирования до 3,7 % общей деформации и отжига было сформировано 3 области с различным размером зерна. Первая область с исходным размером 20-30 мкм, далее область 100-200 мкм и третья область 400-500 мкм. Была произведена оценка изменения скорости распространения автоволны переключения на площадке текучести от размера зерна. Отмечено влияние размера зерна на скорость распространения полосы в материале.

1. Зуев, Л.Б. Физика макролокализации пластического течения / Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. - Новосибирск: Наука, 2008. - 327 с.
2. Васильев В. А., Романовский Ю. М., Яхно В. Г. Автоволновые процессы. — М.: Наука, 1987. — 240 с.
3. Zuev L. B., Gorbatenko V. V., Pavlichev K. V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // Measur. Sci. Technol. 2010. V. 21, №5. P. 054014–054019.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ 10X9B2MФБР

Борисова Ю.И., Тихонова М.С., Дудко В.А.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет
(НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия
borisovayuliya94@mail.ru*

Стали мартенситного класса, содержащие 9%Cr, являются перспективными материалами для изготовления основных компонентов паровых котлов и паропроводов, работающих при температуре пара до 620°C, поскольку обладают высоким сопротивлением ползучести, хорошей свариваемостью и достаточным сопротивлением окислению. Стабильность фазового состава при ползучести играет ключевую роль в жаропрочности мартенситных сталей. Однако, при долговременной (более 10000 часов) ползучести в сталях мартенситного класса могут происходить изменения фазового состава и микроструктуры, которые приводят к существенному уменьшению жаропрочности. Целью данной работы является определить влияние долговременной ползучести на микроструктуру стали 10X9B2MФБР, которая является российским аналогом стали P92. В данной работе основное внимание уделено исследованию изменения фазового состава, размера частиц, размера реек и плотности дислокаций при ползучести в течение 12500 часов при 650°C.

В работе была исследована сталь 10X9B2MФБР, Fe – 0.1C – 8.75Cr – 0.17Si – 0.54Mn – 1.60W – 0.51Mo – 0.23V – 0.07Nb – 0.04N – 0.003B – 0.21Ni (% по массе). Термическая обработка стали состояла из нормализации при 1050°C и последующего отпуска при 720°C в течение трех часов. Испытание на ползучесть цилиндрического образца диаметром 6 мм и длиной рабочей части 60 мм проводилось при температуре 650°C и начальном напряжении 80 МПа до разрушения, которое произошло после 12500 часов. Микроструктура после ползучести исследовалась в шейке разрушенного образца. Наблюдения фольг и углеродных реплик проводились с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), JEOL–2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Анализ фазового состава сталей и идентификация частиц вторых фаз проводились методами энергодисперсионной спектроскопии.

Средняя толщина реек в стали после отпуска была равна 0,33 мкм, а плотность дислокаций внутри них $6,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Границы реек были декорированы частицами Me_{23}C_6 со средним размером 100 нм. Мелкие карбонитриды $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$ располагались однородно по структуре. Карбонитриды разделялись по химическому составу на частицы, обогащенные ванадием и ниобием. Средний размер карбонитридов $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$ составил 30 нм. Частиц фазы Лавеса не было обнаружено в микроструктуре стали после отпуска.

При ползучести стали 10X9B2MФБР в течение 12500 часов произошли заметные изменения микроструктуры. Толщина реек увеличилась до 1,19 мкм, а плотность дислокаций уменьшилась до $3,9 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Было обнаружено выделение, преимущественно по большеугловым границам, частиц фазы Лавеса со средним размером 502 нм. Средний размер карбидов Me_{23}C_6 вырос до 197 нм, а карбонитридов до ~66 нм. Трансформация частиц карбонитридов $\text{Me}(\text{C}, \text{N})$ не была обнаружена.

Работа выполнена в рамках Гранта Президента РФ МК-3279.2015.8, договор об условиях использования гранта № 14.Y30.15.3279-МК.

НОВЫЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЙ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ СО СВЕРХНИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

*Асеев М.А., *Шевакин А.Ф., *Пантюхин А.П., **Половов И. Б.,
**Дедов К. В.

*ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва,
**ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург,
aseevmixail@gmail.com, kim29121987@ya.ru,
shevakin@bk.ru, polovov_ilya@mail.ru

До настоящего времени для установок разделения хлоридов циркония и гафния (УРХЦГ) применяются импортные сплавы Хастеллой С-4, Хастеллой G-35. Эти сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью против различных видов коррозии, межкристаллитной, щелевой, питтинговой, коррозионного растрескивания, в кислых окисляющих хлоридных растворах. Кроме того, эти сплавы обладают достаточно высокими параметрами жаропрочности при рабочих температурах.

В связи с необходимостью замещения импортных сплавов была поставлена задача разработки отечественного сплава и технологии производства листа из этого сплава для следующих условий эксплуатации: кипящий раствор хлористых кислот при температурах 575 - 650⁰С.

Для решения этой задачи были обобщены экспериментальные результаты по сплаву ЭП759У и с применением программы «Thermo-Calc» был разработан состав сплава на никелевой основе.

Важной особенностью этого сплава является: сверхнизкое содержание углерода <0,005% С и повышенное, по сравнению со сплавами Хастеллой С-4, Хастеллой G-35, содержание хрома и молибдена.

На базе экспериментального комплекса ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина» была разработана технология выплавки, режимы горячей прокатки и термообработки сплава. Произведена выплавка опытных плавок нового хромоникельмолибденового сплава с содержанием углерода 0,005%. Также были подобраны режимы горячей прокатки нового сплава на полосу толщиной 4 мм.

Проведены механические испытания полосы, полученной из этого сплава (табл. 1), исследование сплошной коррозионной стойкости сплава при температурах 550, 625⁰С и испытания на стойкость сплава против межкристаллитной коррозии (МКК) по методу I РД 200.24.15-90 и методу А ASTM G-28. Установлено, что МКК отсутствует после испытаний в течение 100, 270, 570 часов и механические характеристики сопоставимы с механическими свойствами для сплавов Хастеллой С-4, Хастеллой G-35.

Таблица 1. Механические свойства нового и используемых сплавов

Материал	σ_T , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
Новый сплав	752	348	63	65,7
Хастеллой С-4	380-550	105-415	10-40	53
Хастеллой G-35	380-550	105-415	10-40	53

ЖАРОПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Cr–Ni СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ, ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Пантюхин А.П., Шевакин А.Ф., Козлова Н.Н., Асеев М.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва,
kim291287@yandex.ru

В настоящее время большое значение приобрела задача сокращения объема потребления и рационального использования дорогих и дефицитных легирующих элементов в специальных сталях, без снижения уровня их технологических свойств и функциональных свойств.

Наиболее эффективным путем решения этой проблемы является использование в качестве легирующего элемента в высокопрочных и коррозионностойких сталях азота, способного заменить аустенитообразующие элементы. Такой способ легирования актуален при производстве жаропрочных сталей для реакционных труб установок пиролиза природного газа, корпусов турбонаддува двигателей внутреннего сгорания, для изготовления деталей и узлов, длительное время работающих в нагруженном состоянии под воздействием химически активных газовых сред в интервале температур 700–1100°C.

Для этих целей в настоящее время применяется отечественная деформируемая жаростойкая высоколегированная сталь типа 20X25N20C2 и зарубежная сталь НК30 (1.4848). Данные стали обладают рядом недостатков: во-первых, они склонны к охрупчиванию в диапазоне температур 600–800°C, в воздушной среде при 1100°C начинается процесс интенсивного окисления поверхности деталей; во-вторых, из-за высокой цены никеля, имеют высокую себестоимость.

Учитывая данные особенности и недостатки применяемых сталей, были разработаны жаропрочные азотосодержащие стали с содержанием никеля 11,0–13,0%.

Установлено, что новые жаропрочные стали обладают высоким уровнем прочностных свойств (как кратковременных, так и длительных), пластических характеристик при высоких температурах при сохранении высокого уровня технологичности (таблица 1).

Таблица 1. Свойства сталей при комнатной и высоких температурах

Сталь	Температура испытания, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Длительная прочность за 10^3 ч, МПа
40X25N12Г4САБЛ	20	520	420	5,0	-
	700	380	227	12	141
	900	193	173	22	40
40X25N12Г4САЛ (Модификация 1)	20	724	495	4,0	-
	700	418	305	8,0	167
	900	226	194	18	48
НК30(1.4848)	20	450	311	6	-
	700	261	191	10	100
	900	168	159	7	37
40X25N12Г4САБ после деформ. и ТО	20	1090	650	39	37 (900°C)
Модификация 1 после деформ. и ТО	20	1059	653	39	-
20X25N20C2 после деформ. и ТО	20	590	295	35	10 (900°C)

ВЛИЯНИЕ РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЬФА- ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

Леонов В.П.*, Чудаков Е.В.*, Малинкина Ю.Ю.*, Шишулин Д.Н.**

*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия,
mail@crism.ru,

** АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

В связи с расширением областей применения сплава титана в гражданской морской технике в последнее время возникла необходимость улучшения его коррозионной стойкости в технологических средах с повышенной агрессивностью. В частности, стали известны случаи разрушения теплопередающих элементов из титановых сплавов в теплообменных устройствах, эксплуатирующихся в водных растворах хлоридов при повышенных температурах.

Титановые сплавы, за редким исключением, обладают достаточной коррозионной стойкостью, коррозионно-механической и усталостной прочностью в большинстве реальных сред. К исключениям относятся галогенидосодержащие, хлорсодержащие среды. Высокие температуры эксплуатации (свыше 150 °С) могут создать проблему обеспечения стойкости к щелевой и солевой коррозии. При обычных (+20 °С) температурах эксплуатации в этих средах могут возникнуть проблемы, связанные с коррозионно-механической прочностью и циклической усталостью.

Наиболее эффективным способом повышения коррозионной стойкости, коррозионно-механических и циклических характеристик сплавов титана в хлорсодержащих водных растворах является выполнение мероприятий, обеспечивающих перевод металла в устойчивое пассивное состояние. Практически это реализуется специальным микролегированием. В качестве легирующего компонента использовали рутений как наиболее доступный представитель металлов платиновой группы и достаточно эффективный катодный модификатор для титановых сплавов.

Данная работа направлена на исследование и освоение основных этапов изготовления поковок и труб из титанового сплава с добавкой рутения. Сравнительное изучение структуры, стандартных механических свойств и распределение рутения по различным видам полуфабрикатов. Также рассмотрены коррозионно-механические и ресурсные характеристики стандартного промышленного альфа-титанового сплава и этого же титанового сплава, легированного рутением.

В настоящее время коррозионно-механическую прочность определяют при испытаниях на трехточечный изгиб с постоянной медленной скоростью нагружения призматических образцов с усталостной трещиной, а ресурсные характеристики определяют при циклическом асимметричном «мягком» нагружении образцов с заданными размахами напряжений и частотой нагружения.

В судостроительной промышленности подобные сплавы перспективны для изготовления элементов теплообменных устройств, также для опреснительных установок, оффшорной техники и др., где коррозионная стойкость, коррозионно-механическая и усталостная характеристики конструкционных материалов является определяющим фактором ресурса изделия.

АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПО ПЕРИОДИЧЕСКИМ ИЗМЕНЕНИЯМ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ТРУЩЕЙСЯ ПОВЕРХНОСТИ

Пантелеев К.В., Жарин А.Л.

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
k.pantsialeveu@bntu.by*

Настоящая работа посвящена анализу результатов измерений работы выхода электрона (РВЭ) трущейся поверхности с помощью бесконтактного вибрирующего зонда Кельвина и установлению комплексом независимых методов закономерных связей периодических изменений РВЭ с усталостным разрушением материалов пары трения.

Для реализации эксперимента трехпальчиковая машина торцевого трения была оснащена бесконтактным измерителем контактной разности потенциалов, реализующим метод Кельвина-Зисмана. Датчик РВЭ размещался над поверхностью трения вращающегося образца, выполненного в виде диска. Исследования кинетики РВЭ проводили на образцах из широкого ряда компактных и порошковых материалов в условиях сухого и граничного трения при долговременных испытаниях (более 50 часов).

Исследования показали, что периодические изменения интегрального параметра РВЭ характерны практически для всех материалов и наблюдаются в широкой области нагрузок от начала пластической деформации при трении и до наступления резания.

С помощью статистических критериев установлено, что периодические изменения РВЭ трущейся поверхности являются устойчивыми, не затухающими, а также сохраняют фазу периода после остановки и последующего восстановления процесса трения.

С целью выяснения природы периодических изменений РВЭ трущейся поверхности проведено исследование состояние поверхностных и подповерхностных слоев материала в четырех характерных точках по периоду изменения РВЭ. В качестве образцов в этом случае использовалась пара трения латунь Л63 (диск) и бронза БР.ОФ6,5-0,15 (пальцы). Выбор обусловлен тем, что для латуни Л63 периодичность изменения РВЭ проявлялась наиболее отчетливо. Испытания проводили при нормальном давлении в зоне фрикционного контакта 0,15 МПа и скорости скольжения 0,09 м/с. При достижении значения РВЭ, соответствующего выбранным точкам, образцы препарировались для дальнейших исследований различными известными методами физического материаловедения. В частности, исследованы фрактограммы поверхности трения средствами растровой электронной микроскопии, распределение микротвердости материала у поверхности трения, распределение компонентов сплава в подповерхностных слоях, проводимых на перпендикулярных поверхности трения шлифах, рентгеноструктурного анализа.

Исследования явления периодических изменений РВЭ трущейся поверхности комплексом независимых методов показали, что оно вызвано периодическим накоплением дефектов кристаллической решетки в подповерхностных слоях с последующим разрушением поверхностного слоя. При этом разрушение начинается не на поверхности трения, а на некотором расстоянии от нее. Периодичность изменения РВЭ объясняется сопутствующими такому разрушению периодическими изменениями концентрации дефектов и концентрации компонентов сплава непосредственно на поверхности трения. Такая схема разрушения поверхности трения характерна для усталостных процессов.

Таким образом, следует подчеркнуть методологическое значения описанных выше результатов. Из них следует, что при исследовании поверхности трения различными физическими методами, очевидно, трудно получить воспроизводимые результаты без фиксации момента измерений по фазе изменений РВЭ.

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЛН В ПОВРЕЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Хазов П.А.

*Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
Нижний Новгород, Россия,
newschoolnn@rambler.ru*

В процессе восприятия материалом динамической нагрузки в нем постоянно развиваются микродефекты, которые, по мере своего увеличения, могут в конечном итоге объединиться в макротрещину, в результате чего образуется свободная поверхность материала. Процесс образования свободной поверхности в каком-либо значимом в условиях данной задачи объеме материала называется разрушением [1-4].

За меру повреждаемости в процессе развития деформации принимается скалярный параметр $\psi(x, t)$, характеризующий относительную плотность равномерно рассеянных в единице объема микродефектов. Этот параметр равен нулю, когда повреждений нет, и близок к единице в момент разрушения.

При этом в качестве параметра, позволяющего оценить степень поврежденности материала, предлагается использование величины δ , характеризующей отсутствие повреждений в материале и изменяющейся в интервале $[0; 1]$. При отсутствии повреждений $\delta=1$, в то время как разрушенному материалу соответствует значение $\delta = 0 \left(\frac{\beta_1 \beta_2 E}{\alpha C_0^2} < 0 \right)$.

Величина δ оказывает значительное влияние на характер дисперсии и затухания как продольных (ультразвуковых), так и поперечных механических волн. Рассмотренные явления могут быть использованы при оценке параметра δ в реальных конструкционных материалах, что может быть использовано при разработке неразрушающих методов контроля.

Рассматриваются 2 модели из поврежденного материала – стержень, в котором распространяется упругая продольная волна, и струна, лежащая на упругом основании.

Первая модель может быть использована при разработке акустических методов контроля качества оборудования, оценки поврежденности материалов.

Вторая модель может быть использована для описания путевой структуры или контактного провода, для которых часто используют одномерные распределенные системы (струна, балка), лежащие на линейно-упругом основании. Известно в таких направляющих существует так называемая зона непропускания, где действительным частотам не соответствуют действительные волновые числа. При превышении частоты «отсечки» колебания направляющей носят волновой характер.

Для обеих моделей установлен диапазон частот, где дисперсия проявляется аномальным образом.

1. Коллинз, Дж. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение / Дж. Коллинз. – М.: Мир, 1994. – 624 с.
2. Maugin, G. A. Thermomechanics of Plasticity and Fracture. / G.A. Maugin, – Cambridge University Press, UK, 1992. – 350 с.
3. Волков, И.А. Уравнения состояния вязкоупругих сред с повреждениями / И.А. Волков, Ю.Г. Коротких. – М.: Физматлит, 2008. – 242 с.
4. Маковкин, Г.А. Анизотропный характер повреждения материалов: исследования и проблемы моделирования / Г.А. Маковкин // Приволжский научный журнал. – 2010. – №4. – С. 56-63.

РОЛЬ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ФОРМИРОВАНИИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ

Дмитриев С. В.

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

Давно известно, что периодические дискретные системы, содержащие дефекты, помимо бегущих волн допускают наличие колебательных мод, локализованных на дефектах. Оказалось, что если периодическая дискретная система нелинейна, то она может допускать точные решения в виде пространственно локализованных колебательных мод даже в отсутствии дефектов. Поскольку все узлы такой системы равноправны, то лишь выбором специальных начальных условий можно выделить ту группу узлов, на которой будет возбуждена такая мода, называемая дискретным бризером (ДБ).

Частота ДБ должна лежать вне спектра бегущих волн. Не резонируя с бегущими волнами, не расходуя энергию на их возбуждение, теоретически ДБ может сохранять свою колебательную энергию вечно, при отсутствии тепловых колебаний и других возмущений. Кристаллы представляют собой нелинейные дискретные системы, и открытие в них ДБ было лишь вопросом времени. Экспериментальные исследования ДБ наталкиваются на значительные технические трудности, и главным инструментом их изучения на сегодняшний день является атомистическое компьютерное моделирование. Обретя уверенность в существовании ДБ в кристаллах, мы все еще слабо понимаем какова их роль в физике твердого тела.

В данном докладе освещаются вопросы специфические для физики реальных кристаллов, которые не рассматривались в классических работах по ДБ. В частности, обсуждается взаимодействие движущихся ДБ с дефектами кристаллической решетки, анализируется влияние упругой деформации решетки на свойства ДБ и на саму возможность их существования, представлены недавние работы по влиянию нелинейных возмущений решетки на электронную подсистему кристалла, и т.д.

В завершении доклада приводится перечень проблем, решение которых приблизит нас к пониманию роли ДБ в физике кристаллов и в материаловедении [1].

1. Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Velarde M.G. Дискретные бризеры в кристаллах. Успехи физических наук, №5 май (2016) (в печати).

ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В МЕТАЛЛАХ И УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ

Дмитриев С.В., Корзникова Е.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа,
elena.a.korznikova@gmail.com

В течение последних лет активно ведутся исследования возможности существования нелинейных локализованных мод – дискретных бризеров (ДБ) в кристаллических твердых телах. Исследования ДБ экспериментальными методами ограничены серьезными методологическими трудностями, т.к. их вклад в плотность фононных состояний маскируется тепловыми колебаниями кристаллической решетки. Ввиду вышеописанного наиболее эффективным методом исследования ДБ на сегодняшний день является метод компьютерного эксперимента. В частности это моделирование методом молекуляр-

ной динамики с использованием эмпирических потенциалов. Исследования ДБ проводятся в различных материалах, включая ионные и ковалентные кристаллы, углеродные материалы различной размерности. Начиная с работы [1], где впервые были успешно возбуждены подвижные ДБ в ГЦК Ni и ОЦК Nb, ведутся активные исследования ДБ в чистых металлах.

Ранее проведенные исследования показали, что легко могут быть возбуждены щелевые ДБ в моделях упорядоченных сплавов с большой разницей масс компонент, обеспечивающей наличие широкой щели в фононном спектре, например, в Pt3Al [2]. Щелевой ДБ локализован преимущественно на одном атоме алюминия и является немобильным. В отличие от него ДБ с частотой выше фононного спектра локализован преимущественно на четырех-пяти атомах алюминия и может двигаться вдоль плотноупакованного ряда. Обнаруженные к настоящему времени ДБ во всех чистых металлах имеют одинаковую структуру. Колебания локализованы примерно на десятке атомов, расположенных в одном плотноупакованном ряду. Атомы колеблются в противофазе с соседями, на частоте выше фононного спектра, растущей с ростом амплитуды ДБ. ДБ практически во всех чистых металлах могут перемещаться вдоль плотноупакованных атомных рядов в которых они возбуждены на сотни и тысячи межатомных расстояний со скоростью от 0 до некоторого максимального значения, которое для различных металлов составляет от 0,1 до 0,5 скорости звука [1].

В докладе обсуждаются полученные в за последние годы результаты исследований ДБ различного типа в металлах и сплавах, а также их возможная роль в эволюции структуры и свойств металлических материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 16-12-10175.

1. Haas M et al. Phys. Rev. B 84 144303 (2011)
2. Медведев Н Н и др. Письма о материалах 3 (1) 34 (2013)

ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ДИСКА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Гриншпон А.С., Седышев А.И., Васенина Е.М., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина», г. Москва, Россия, АО «Выксунский металлургический завод», г.Выкса, Россия.

iqs12@ya.ru

Надёжная работа колеса в эксплуатации определяется способностью металла противостоять процессу накопления и развития усталостных повреждений, связанных с действием переменных напряжений. Актуальность исследований, направленных на увеличение усталостной прочности колеса, обусловлена ужесточением условий работы колеса в эксплуатации в связи с увеличением нагрузки на ось и скоростей движения. Одним из основных конструктивных элементов колеса является его диск. Вопросу формирования структуры и механических свойств диска железнодорожных колёс посвящено большое количество исследований. Такое внимание к структуре и свойствам диска железнодорожных колёс обусловлено высокими динамическими и знакопеременными циклическими нагрузками, которым диск колеса подвергается в процессе эксплуатации [1].

Увеличение усталостной прочности дисков колёс может быть достигнуто за счёт повышения уровня физико-механических свойств, одним из способов достижения этого является его термическая обработка. В данной работе проведено исследование влияния

параметров термической обработки диска на его структурное состояние и комплекс механических свойств. Исследование проводилось на образцах из стали колёс текущего производства АО «Выксунский металлургический завод». Колёса для проведения исследования проходили термическое упрочнение по опытным, с охлаждением диска сжатым воздухом, с целью увеличения скорости его охлаждения, и сравнительным, без принудительного охлаждения диска, режимам. Нагрев под закалку, охлаждение обода, а также отпуск колёс проводили в соответствии с действующей технологией.

В результате проведённой работы установлено, что охлаждение диска сжатым воздухом способствует росту его твёрдости, увеличению значений временного сопротивления, пластических характеристик, а также ударной вязкости металла. Полученное повышение механических свойств диска обусловлено структурными изменениями металла, происходящими при увеличении скорости его охлаждения. В микроструктуре дисков опытных колёс отмечается уменьшение количества свободного феррита в виде разбитой сетки по границам зёрен. В колёсах с охлаждением диска сжатым воздухом наблюдается измельчение зерна, увеличение дисперсности и уменьшение межпластинчатого расстояния в перлите. Полученные результаты проведённых исследований хорошо согласуются с литературными данными об изменении структурного состояния и механических свойств в зависимости от скорости охлаждения.

1. Маркин В.С., Филиппов Г.А., Шишов А.А., Состояние и перспективы колесопркатного производства. // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2013. Вып. 2 (1358). С.12-18.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Шабалов И.П., Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.

*ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru*

Магистральные газо-нефтепроводы относятся к объектам повышенного экологического риска возникновения техногенных аварий, вызванных недостаточной эксплуатационной надежностью металла.

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, связанным с ростом объемов потребления углеводородов во всем мире, ужесточаются требования к качеству металла труб большого диаметра в отношении прочности, сопротивления хрупкому разрушению и свариваемости.

Таким образом, трубная сталь должна обладать высоким комплексом механических свойств, оказывать сопротивление динамическим и ударным воздействиям.

На надежность магистральных трубопроводов влияет множество факторов, связанных со структурным состоянием металла, состоянием поверхности, условий изготовления и эксплуатации.

При изготовлении труб металл подвергается деформации, в процессе эксплуатации на трубы оказывают воздействие перепады давления, температур, постоянные и переменные нагрузки. В данных условиях возникает возможность протекания в металле деформационного старения, которое приводит к увеличению сопротивления движению дислокаций и, следовательно, повышению склонности к появлению в металле остаточ-

ных микронапряжений. Вследствие этого, в ходе эксплуатации труб уменьшается возможность релаксации локальных напряжений в вершине дефектов, которые присутствуют на поверхности листа (трещины), что повышает склонность металла трубы к хрупкому разрушению.

В данной работе исследовано явление деформационного старения, протекающего в трубных сталях различной категории прочности К52–К65. В связи с этим проведены исследования стандартных механических свойств, трещиностойкости, внутреннего трения, а также микроструктуры в исходном состоянии и после деформационного старения. Установлено, что в исследованных сталях процесс деформационного старения имеет разный характер, что связано с различной технологией производства проката, что, в свою очередь, отражается на структурном состоянии металла.

Показано, что стали с феррито-бейнитной структурой обладают большей склонностью к деформационному старению по сравнению со сталями с феррито-перлитной структурой, что, по-видимому, является следствием повышенного содержания свободных атомов углерода в твердом растворе.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА НАКОПЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ, ДЕФЕКТОВ ТИПА ТРЕЩИН И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А.

*ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва,
iqs12@yandex.ru*

В настоящее время существует актуальная проблема повышения эксплуатационной надежности структуры рельсов и колес из высокоуглеродистой перлитной стали при длительной эксплуатации [1].

В данной работе исследовали образцы рельса Р65 категории качества Т1 после разрушения при эксплуатации. Известно, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенным изменением структуры и механических свойств, а также формированию дефектов, приводящих к изъятию рельсов [2].

В ходе исследований было установлено, что кроме «мелких выкрашиваний» на поверхности катания головки рельса в области очагов разрушения наблюдаются множественные трещины контактно-усталостного происхождения, сетка которых расположена вдоль поверхности головки.

После длительной эксплуатации на поверхности головки рельса наблюдается износ, наклеп, дефекты в виде выкрашиваний металла, а также трещины контактно-усталостного происхождения. В шейке рельсов трещины в зоне болтовых отверстий. Трещины начинаются от контура болтового отверстия и идут под углом 45° к горизонту.

Для исследования влияния остаточных напряжений проводили их оценку по данным рентгенографических исследований. Измеряли напряжения II рода в области поверхности катания с сеткой микротрещин, вне участка с трещинами и в подошве рельса. Наиболее высокие остаточные напряжения в головке рельса были установлены в области поверхности катания без сетки трещин.

В работе показано, что образование контактно-усталостных трещин приводит к уменьшению уровня остаточных напряжений в результате их релаксации путем образования дефектов. По-видимому, это означает, что одних остаточных напряжений недостаточно, чтобы вызвать множественное неконтролируемое разрушение. Необходимым условием неконтролируемого разрушения является наличие концентратора напряжений и ослабление сечения рельса до критического значения. Можно предположить, что та-

ким дефектом, ослабившим сечение рельса, послужила одна из трещин, возникшая от концентраторов напряжений, источником распространения которой послужили множественные трещины контактно-усталостного происхождения, обнаруженные на поверхности катания разрушенного рельса.

1. Филиппов Г.А. Перспективные технологии производства металлопродукции для железнодорожного транспорта. // Металлург. 2004. №9. С. 55-58.
2. Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Громов В.Е., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. Формирование структурно-фазовых градиентов в рельсах при длительной эксплуатации. Проблемы черной металлургии и материаловедения // 2015. №3. С. 59 – 64.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СОРБИТ ОТПУСКА НА ПРОЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Изотов В.И., Илюхин Д.С., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru*

Сорбит отпуска является продуктом двух технологических процессов: закалки на мартенсит и отпуска, обеспечивающего изделию требуемую твердость. Известно [1], что структура сорбит отпуска обеспечивает наилучший комплекс механических свойств – максимальную ударную вязкость при достаточно высокой прочности, для ответственных изделий, испытывающих большие нагрузки и подвергающиеся ударам.

В настоящее время проводятся исследования по разработке состава стали и технологии термической обработки для колес нового поколения. Целью настоящей работы было исследовать влияние структуры сорбита отпуска на прочностные и вязкие свойства высокоуглеродистой стали, применяемой для производства железнодорожных колес.

Исследования проводили на колесной стали, выплавленной на АО «ВМЗ», следующего состава, %: С–0,58; Si–0,32; Mn–1,03; P–0,009; S–0,003; Cu–0,13; Cr–1,0%; Ni–0,48; Mo–0,263, V–0,05. После проведения термической обработки колес по различным режимам: закалки колес, при которой обод интенсивно охлаждается водой, а диск и ступица охлаждаются на воздухе, и отпуска в диапазоне от 500 до 575⁰С, в течение от 2 до 5 ч. были изготовлены образцы для исследований.

Методами световой микроскопии установлено, что при всех режимах термической обработки сформировалась в основном микроструктура сорбит отпуска с фрагментарными участками бейнита.

Исследовано влияние структуры сорбит отпуска на механические свойства высокоуглеродистой стали (твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость).

Установлено, что металл ободьев колес со структурой сорбит отпуска не только полностью удовлетворяет требованиям стандарта к металлу колес из стали марки «Т», но и существенно превосходит их. Минимальный уровень временного сопротивления, составляет 1180 Н/мм² при норме не менее 1020 Н/мм², а максимальный - 1310 Н/мм².

Уровень пластичности обеспечен в диапазоне 9–17%. Относительное удлинение ($\delta = 17\%$) превосходит практически в 2 раза требования ГОСТ10791 к стали марки «Т» (не менее 9%), а по относительному сужению — в 2,5 раза (39% при норме не менее 16%).

Ударная вязкость KCU+20⁰С для ободьев колес после термической обработки по всем исследованным режимам также существенно выше нормативов для марки «Т». Максимальное значение ударной вязкости – 42 Дж/см², а минимальное – после закалки и повторного отпуска – 26 Дж/см² при норме не менее 18 Дж/см².

Среднее значение твердости обода на глубине 30 мм для всех исследованных режимов находится в диапазоне 345-375 НВ, что удовлетворяет требованиям ГОСТ10791 к стали марки «Т» (не менее 320 НВ).

Проведенными исследованиями установлено, что структура сорбит отпуска способна обеспечить повышенный уровень твердости, пластичности и ударной вязкости в высокоуглеродистой стали для производства железнодорожных колес.

1. Гуляев А. П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. - 544 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ПРЕДЕЛЬНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ТРИП-СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Буржанов А.А. Алексеева Л.Е. Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина», г. Москва, Россия

1ab@bk.ru

Используемая в авиационной технике трип-сталь 23Х15Н5СМ3Г, обладает более высокой стойкостью против усталостного разрушения по сравнению с конструкционными сталями. После закалки трип-сталь имеет структуру метастабильного аустенита и в процессе холодной деформации претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситное превращение, что приводит к упрочнению сталей при сохранении высокой пластичности.

В настоящей работе исследовано влияние содержания легирующих элементов на микроструктуру и предельную горячую пластичность трип-стали 23Х15Н5СМ3Г. Обе сравниваемые стали подвергались одинаковому технологическому обработке, в одинаковых условиях, различие сталей заключалось в легировании.

Так для стали №1 и №2:

- значения Si в стали №2 выше, чем в стали №1 на 0,15; Cr на 0,38; Ni на 0,19; Al на 0,013; Ti больше на 0,006 % масс; N₂ больше на 0,016 при содержании C в стали №1 0,22 и в стали №2 0,23.

Размер зерна аустенита после термообработки ($T=1100^{\circ}\text{C}$) в стали плавки №1 равен $D = 36\text{мкм}$, а в стали плавки №2 $D = 24\text{мкм}$.

Определение предельной пластичности в условиях горячей пластической деформации проводили на комплексе физического моделирования «GLEEBLE 3500».

По результатам исследования плавки существенно различаются между собой по дисперсности структуры, что определяет разные значения напряжения течения, так для плавки №2 при температурах от 900 до 1250 °C значения σ_s выше на 25–10 Н/мм².

Из определения значений предельной пластичности обеих плавок установлено, что плавка №2 показывает больший диапазон допустимых деформаций до образования трещин, а у плавки №1 наблюдается некоторая потеря пластичности при нагреве выше 1200°C.

По результатам рентгеновского исследования, фазовый состав горячекатаного подката плавки №1 состоит из γ -фазы (76,7– 78%), обнаруживается ε -мартенсит (11,3– 8%) и следы α - мартенсита охлаждения (2– 3%), так же в подкате плавки №1 обнаруживаются карбиды (Cr_{23}C_6).

Горячекатаный подкат плавки №2 состоит из γ -фазы (88,0%), ε -мартенсита (10%), также присутствуют следы α - мартенсита охлаждения (2%), карбиды не обнаруживаются.

При сравнении полученных механических свойств данных плавок временное сопротивление σ_b плавки №1 оказалось выше на 167 Н/мм², однако значения относительного удлинения δ плавки №1 на 19% ниже значений плавки №2.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют, что для данной марки стали незначительное изменение химического состава, приводит к изменениям свойств, что в свою очередь отражается на технологичности металла во время производства и его итоговых свойствах в готовой холоднокатаной ленте.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ РАЗНЫХ КЛАССОВ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва

iqs12@yandex.ru

В машиностроении крайне востребованы высокоазотистые стали как наиболее подходящие для деталей машин, работающих под многофакторным разрушающим одновременным воздействием (коррозии, ударным, импульсным, циклическим, статическим нагружением, абразивным износом и т.п.). Отечественный опыт, зарубежные источники указывают, что эффективны для этих целей стали со сверхравновесными концентрациями азота [1,2].

Разработанный в ЦНИИчермет им. И.П.Бардина метод газотермобарического легирования (ГТБЛ) азотом сталей и сплавов за счет варьирования параметрами процесса позволяет получать стали и сплавы со сверхравновесными концентрациями азота обладающих широким спектром структур. В первую очередь это относится к сталям с невысоким содержанием легирующих элементов, понижающих активность азота. Показано, что низколегированные, легированные и высоколегированные стали после легирования азотом методом ГТБЛ до концентраций 0,4– 2,3% по массе обладают весьма дисперсными структурами с нитридами размером 5–100 нм.

Интерес к использованию азота как легирующего элемента сталей в первую очередь обусловлен эффективностью его применения как упрочнителя твердого раствора. Известно [3], что аномально высоким деформационным упрочнением обладает сталь Гадфильда. В результате исследования влияния азота на упрочнение железомарганцевого аустенита, установлено, что азот вдвое эффективнее углерода упрочняет железомарганцевый аустенит, при этом, деформационное упрочнение азотистого железомарганцевого аустенита определяется как зонами, обогащенными марганцем и азотом, так и эффективной концентрацией азота в твердом растворе; предел текучести является линейной функцией активности азота в железомарганцевом аустените. Экспериментально были получены азотистые железомарганцевые сплавы со структурой аустенита в интервале концентраций азота 0,4-2,3% по массе.

На примере деталей топливной аппаратуры изготавливаемых из сталей 25X5M, 18X2H4MA, подшипников качения из сталей 8X4B9Ф2, 110X18M-ШД, 60X13C-ШД, 95X18-Ш показана высокая эффективность объемного легирования азотом этих деталей методом ГТБЛ для повышения их эксплуатационных свойств. Стендовые испытания указанных деталей показали увеличение их ресурса в 2–4 раза.

1. Тезисы докладов 1-й Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям. – К.: 1990. – 132с.
2. Банных О.А. Высоко азотистые коррозионно стойкие стали – перспективный класс конструкционных материалов. Сб. тезисов VII Международной конференции (29 октября – 2 ноября 2012, Черногловка), Черногловка, 240 с.

3. Богачев И. Н. и Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973, с. 174.

ПРОЧНОСТЬ ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТ: ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И КРАЕВ

Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

julia.a.baimova@gmail.com

Наноструктуры на основе графена, такие как углеродные нанотрубки и нановолокна могут выдерживать большие деформации близко к теоретической прочности, что объясняется их малыми размерами. Однако, термин теоретическая прочность применяется для бездефектных структур. При этом, важный класс структур, требующих дополнительных исследований – это структуры, имеющие поверхность или края. В рамках данной работы была исследована прочность на растяжение подобных структур – графеновых нанолент. Поскольку сильное влияние на прочность всегда оказывает температура, критические значения деформации нанолент были исследованы для различных значений температуры. Кроме того, важным параметром для наноразмерных структур является ширина и длина наноленты, которая также может определять многие свойства, например теплофизические или механические.

В данной работе прочность графеновых нанолент была исследована методом молекулярной динамики с использованием стандартного набора межатомных потенциалов, который ранее был апробирован при изучении прочности и послекритического поведения графена и др. его свойств [1,2]. Рассматривались наноленты с двумя типами краев – кресло и зигзаг. Результаты сравнивались с результатами по прочности бесконечного листа графена.

Было показано, что прочность нанолент с любым типом краев сильно зависит от величины приложенного напряжения и температуры. В работе также исследована зависимость критической деформации на разрыв от длины графеновой наноленты. Среднее время до разрыва как нанолент, так и бесконечного графена может быть описано формулой Аррениуса. Энергия активации разрыва бесконечного листа графена в два раза больше чем для разрыва графеновой наноленты, как было показано для конечных температур. Однако, наноленты малого размера при некоторых условиях (например в отсутствии температуры) показывают большую прочность, чем графен, что вероятно объясняется тем, что при малых размерах действуют другие механизмы деформации и разрыва, что, однако, требует дополнительных исследований. Данное исследование открывает много новых возможностей по изучению прочности графена и материалов на его основе, поскольку показывает значительную зависимость прочности от множества внешних факторов.

Б.Ю.А. благодарит за финансовую поддержку грант РФФИ 16-32-00483-мол_a

1. Корзникова Е.А., Савин А.В., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. Дискретный бризер на краю листа графена ориентации кресло // Письма в ЖЭТФ. 2012. Т. 96. № 3-4. С. 238-242.
2. Дмитриев С.В., Баимова Ю.А., Савин А.В., Кившарь Ю.С. Границы устойчивости плоского листа графена при деформации в плоскости // Письма в ЖЭТФ. 2011. Т. 93. № 10. С. 632-637

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ 07X17A0,52Г18

Наркевич Н.А.¹, Лемешев Н.М.¹, Китлер В.Д.², Сурикова Н.С.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
natnark@list.ru

²Отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, г. Томск, Россия,
vladimir_kitler1@mail.ru

Развитие техники и технологии газо- и нефтедобычи в северных широтах требует привлечения материалов для конструкций и оборудования, обеспечивающих их надежную эксплуатацию при отрицательных климатических температурах.

Легирование азотом Cr–Ni–Mn, Cr–Mn сталей способствует повышению предела текучести при комнатной температуре и особенно сильно при отрицательных температурах. В работах [1, 2] показано, что расширяя область существования аустенита, азот снижает температуру M_n , но увеличивает вероятность образования M_D . В безникелевых сталях 03X13AG19, 07X13AG20, с содержанием азота до 0,3% в процессе деформирования на 10% при комнатной температуре наблюдается образование ϵ и α фаз в количестве 11% и 10% соответственно [2]. При увеличении содержания азота и марганца (сталь 15X15A0.38Г31), стабилизирующих аустенит, разрушение при статическом растяжении идет без образования магнитной α -фазы, но с образованием ϵ -мартенсита, количество которого увеличивается до 28% с понижением $t_{исп}$ до -196°C [2].

Настоящая работа направлена на выяснение механических свойств и деформационной способности азотистой стали при отрицательных климатических температурах

Установлено, что температурная зависимость относительного удлинения имеет немонотонный характер с максимумом $73\div 75\%$, при $-30\div 0^{\circ}\text{C}$ (рис. 1 а).

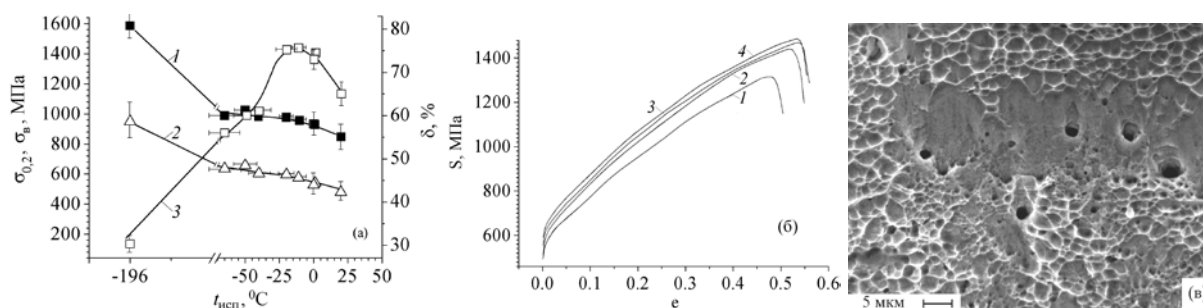


Рис. 1. Температурная зависимость предела прочности σ_b – 1, предела текучести $\sigma_{0,2}$ – 2 и относительного удлинения δ – 3 при статическом растяжении стали 07X17AG18 – (а); диаграммы S- ϵ при $t_{исп}$ 20°C – 1, 0°C – 2, -11°C – 3, -20°C – 4 — (б) и фрактограмма излома после испытаний при -11°C — (в).

Одновременно с повышением пластичности происходит увеличение прочностных свойств, рис. 1 а, б, что свидетельствует о повышении энергоемкости процесса деформации и возможном включении дополнительного механизма релаксации напряжений. Отмечено, что при деформировании в температурном интервале $-30\div 0^{\circ}\text{C}$ у образцов наблюдается множественное образование шеек (2–3 области локализации деформации) а в изломах увеличивается площадь областей разрушения сдвигом, рис.1 в.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и администрации Томской области в рамках научного проекта №16-48-700151р_а.

1. Kaputkina L.M., Kaputkin D.E., Glebov A.G., Speidel M.O., Svyazhin A.G., Smarygina I.V. High-nitrogen High-strength cryogenic steels / Conference Proceedings 2014. HNS 2014, 12th international conference. Hamburg: Energietechnik Essen. 240 с.
2. Кривцов Ю.С., Федорова О.А., Штернин С.Л. Влияние скорости нагружения и низких температур на склонность к хрупкому разрушению высокомарганцевой немагнитной стали / В кн: Структура и физико-механические свойства немагнитных сталей под ред О.А.Баннх. М.:Наука. 1986. 204 с.

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ

Наркевич Н.А., Мионов Ю.П., Сурикова Н.С., Шулепов И.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
natnark@list.ru*

Разновидностью технологии деформационной обработки является фрикционная обработка (ФО), при которой поверхностный слой подвергается деформации трением, в то время как структура основного материала не изменяется. ФО часто используется в качестве предварительной, в сочетании с последующей термической обработкой [1, 2].

В работе исследована структура, микродеформации, механические и триботехнические свойства аустенитной стали 07X17A0,52Г18 после ФО, а также после механо-термической обработки, включающей фрикционную и последующую электронно-пучковую обработку. Обе обработки являются поверхностными и влияют на структуру и свойства, главным образом, поверхностного слоя, рис. 1.

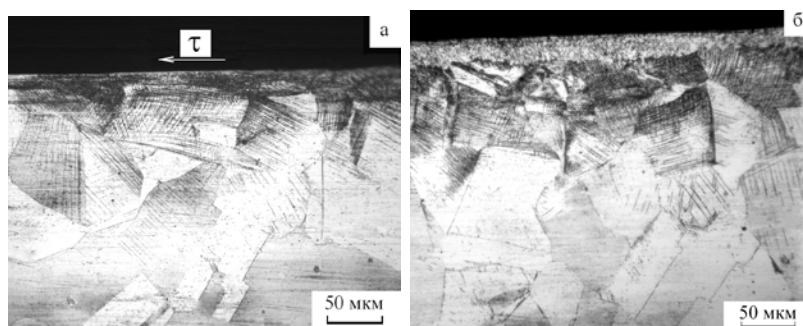


Рис. 1. Структура стали 07X17AГ18 (поперечное сечение) после ФО, (а), а также после ФО с последующей электронно-пучковой обработкой (б)

Исследование показало, что механические свойства имеют ориентационную зависимость от соотношения направлений ФО и растяжения при испытаниях. Наибольшее деформационное упрочнение и повышение предела текучести отмечено в случае совпадения этих направлений, а наименьшее когда они перпендикулярны.

Структурные изменения, происходящие в поверхностном слое в ходе ФО, аналогичны изменениям, которые идут при триботехнических испытаниях. Толщина упрочненного слоя зависит от нагрузки, действующей на инструмент при ФО или на контртело при триботехнических испытаниях. В условиях трения с участием абразива отмечено уменьшение интенсивности изнашивания поверхности, подвергнутой ФО. Разница в износостойкости обработанной и необработанной поверхности увеличивается с повышением нормальной нагрузки на контр тело – шарик из ВК6 и в среднем увеличение износостойкости составляет 50%. Существенно более высокую износостойкость (10 крат) и низкий коэффициент трения 0.13 имеет азотистая сталь после ФО при испытаниях с

приспособлением для удаления продуктов износа. Еще большее повышение износостойкости азотистая сталь приобретает после механотермической обработки.

Экспериментальные результаты, а также литературные данные, свидетельствуют о том, что триботехнические характеристики стали 07X17AG18, а именно, ее сопротивление изнашиванию и коэффициент трения формируются под влиянием образующейся при фрикционном воздействии ε -фазы с ГПУ решеткой.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и администрации Томской области в рамках научного проекта №13-08-98060p_a.

1. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физическая мезомеханика. 2014. Т.17. №1. С. 5-20.
2. Бараз В.Р., Федоренко О.Н., Хадыев М.С., Задворкин С.М. Влияние деформации трением на структуру и свойства пружинной стали мартенситного класса // МиТОМ. 2014. №4. С.40-43.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НЕМАГНИТНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ, ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОВКЕ ПОВЕРХНОСТИ

Наркевич Н.А.¹, Сурикова Н.С.¹, Власов И.В.^{1,2}, Дураков В.Г.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
natnark@list.ru*

²*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия,
good0@yandex.ru*

Одним из способов поверхностного упрочнения является ультразвуковая ковка (УЗК), применение которой особенно эффективно для сталей с низкой ЭДУ.

В работе исследована структура и деформационное упрочнение аустенитной стали 07X17AG18, поверхность которой была упрочнена ковкой с ультразвуковой частотой (УЗК), а также в состоянии после механо-термической обработки, включающей УЗК и последующую электронно-пучковую обработку. Режим электронно-пучковой обработки подобран таким образом, что тепловой обработке подвергался только поверхностный слой без оплавления. Кроме того, проведено исследование температурной зависимости деформационного упрочнения стали после УЗК в интервале от -196 до 20°C .

После УЗК отмечается увеличение интенсивности дифракции от плоскостей $\{111\}$, что свидетельствует о формировании текстуры с преимущественной ориентацией плотноупакованных плоскостей параллельно обработанной поверхности. В результате обработки УЗК уменьшается уровень микродеформаций, ответственных за формирование напряжений I рода, повышается предел текучести, деформационное упрочнение на начальной стадии деформирования, притом, что относительное удлинение остается на достаточно высоком уровне $\approx 40\%$, рис. 1а.

Деформационное упрочнение от начала пластического течения и до $\delta = 1\%$ ($\varepsilon = 0.001$) неизменно в широком температурном интервале от -70 до комнатной температуры и повышается только при температуре ниже -70°C , что свидетельствует об эффективном действии структурных механизмов релаксации напряжений, не зависящих от температуры испытаний. При этом деформационное упрочнение стали после поверхностной деформационной обработки УЗК выше, чем без обработки с разницей 6000 МПа в интервале отрицательных климатических температур, рис. 1б.

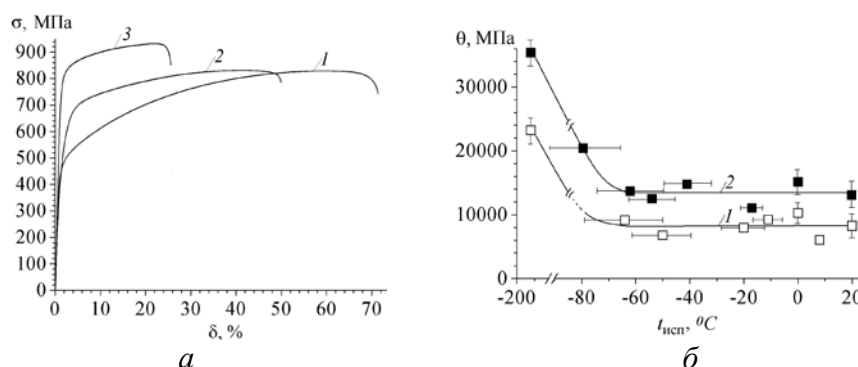


Рис. 1. Кривые σ – ε (а) и температурная зависимость деформационного упрочнения θ (б) стали 07X17AG18 после закалки от 1100°C – 1, после закалки и ультразвуковой ковки – 2, а также после закалки, УЗК и электронно-пучковой обработки – 3. (Деформационное упрочнение соответствует интервалу деформации $\varepsilon = 0.001$ – 0.01)

Механо-термическая обработка поверхности дополнительно упрочняет поверхностный слой стали благодаря выделению на деформационных дефектах частиц нитридов, при этом в структуре аустенита наблюдаются явления возврата.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и администрации Томской области в рамках научного проекта №16-48-700151p_a.

ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СТРУКТУРЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ β' (B2)-ФАЗЫ В СИСТЕМЕ Co–Al–Si

Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Ежов И.В., Давыдов Д.И.

Институт физики металлов им А.М. Мухеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

kazantseva-11@mail.ru

Жаропрочные кобальтовые сплавы, обладающие высокими эксплуатационными свойствами, относятся к разряду перспективных конструкционных материалов для авиакосмических применений. Немаловажную роль в кобальтовых сплавах играют интерметаллидные фазы, в частности, в жаропрочных сплавах особое место отводят интерметаллиду CoAl, имеющему упорядоченную B2(CsCl) кубическую решетку. Этот интерметаллид обладает интересными физическими и механическими свойствами. Кремний является важным легирующим элементом жаропрочных сплавов. Легирование кремнием повышает коррозионную стойкость и снижает пористость интерметаллидных CoAl сплавов. Также кремний входит в состав защитных покрытий изделий из жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе NiAl и CoAl. В CoAl интерметаллиде кремний, как атом замещения, входит в подрешетку алюминия. Растворимость кремния в CoAl стехиометрического состава при комнатной температуре достигает 15 ат.%. В представленном докладе проведено электронно-микроскопическое исследование структуры интерметаллидной β' (B2, CoAl) - фазы в системе Co–Al–Si. Обнаружены призматические дислокационные петли специфической кубической формы. Предполагается, что образование таких дефектов связано с большим количеством термических вакансий в кристаллической решетке β' (B2)-фазы, оказывающих сильное влияние на прочностные свойства сплава.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФ в рамках научного проекта № 15-12-00001.

ДЕФОРМАЦИЯ ПОРИСТОГО ОБРАЗЦА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ПОПЕРЕЧНОЙ ОРИЕНТАЦИЕЙ ПОР ОТНОСИТЕЛЬНО ОСИ НАГРУЖЕНИЯ

Волков А.Е., Евард М.Е., Япарова Е.Н.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
m.evard@spbu.ru

Структура пористых сплавов с памятью формы (СПФ) на основе TiNi, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, определяется параметрами синтеза. В условиях высокой температуры предварительного нагрева шихты образуются поровые каналы, расположенные преимущественно параллельно направлению распространения фронта волны горения («продольная» ориентация пор), при низкой температуре нагрева – перпендикулярные этому направлению («поперечная» ориентация) [1].

В настоящей работе выполнено моделирование сжатия пористого образца из СПФ с «поперечной» ориентацией пор. Анализ микрофотографий различных сечений такого образца позволил предположить, что в целом структуру, состоящую из пор и перемычек, можно рассматривать как совокупность плоских прорезных пружин, имеющих различные геометрические параметры. Перемычка — основной структурный элемент, несущий нагрузку, — была аппроксимирована балкой, нагруженной сосредоточенной или распределенной на небольшом участке нагрузкой. Предполагалось, что функциональное поведение элемента в целом определяется поведением его максимально напряженного участка. Для того чтобы избежать решения сложной краевой задачи, расчет выполняли с использованием упрощающих предположений, обычно применяемых в сопротивлении материалов. Получены соотношения, связывающие напряжение и деформацию отдельного элемента с соответствующими характеристиками для образца в целом. Для расчета деформации СПФ при произвольных условиях изменения температуры и напряжения использовали микроструктурную модель [2].

Выполнено моделирование функционально-механического поведения пористого образца из сплава TiNi. На рис. 1 приведена диаграмма изотермического нагружения образца, находящегося в аустенитном состоянии, когда на начальном этапе деформирования образуется мартенсит. Между экспериментальными и расчетными результатами наблюдается хорошее соответствие.

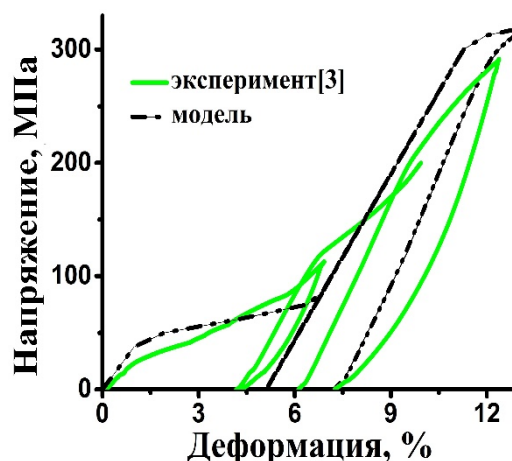


Рис.1. Диаграмма деформирования пористого TiNi в аустенитном состоянии

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 15-01-07657 и № 16-01-00335.

1. B.Y. Li, L.J. Rong, Y.Y. Li, V.E. Gjunter, Acta Materialia, 48 (2000). P. 3895-3904.
2. А.Е. Волков, Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 66, № 9 (2002). С. 1290 – 1297.
3. N. Resnina, S. Belyaev, A. Voronkov, A. Gracheva, accepted for Smart Materials and Structures, 102871.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ КАРБИДОМ БОРА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Кобзарева Т.Ю.¹, Иванов Ю.Ф.², Громов В.Е.¹, Будовских Е.А.¹

¹Сибирский Государственный индустриальный университет

²Томский политехнический университет

kobzarevatanya@mail.ru

В работе приведены результаты исследования микротвердости титанового сплава ВТ6 по глубине после электровзрывного легирования порошковым карбидом бора В₄С различной массы (ЭВЛ) и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО) (рис.1).

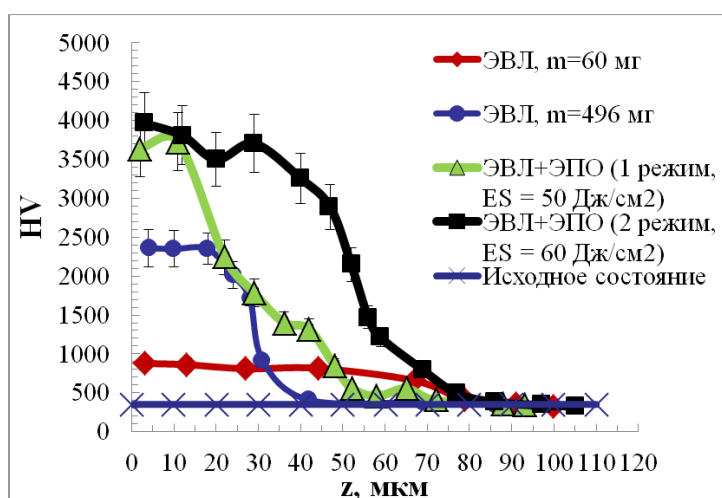


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине зоны ЭВЛ карбидом бора и комбинированной обработки

После ЭВЛ по глубине зоны легирования выделяются два слоя. Толщина поверхностного слоя составляет 20–25 мкм, а переходного слоя достигает 20 мкм. Микротвердость увеличивается в 3 раза по сравнению с исходным состоянием (350 HV). Увеличение массы порошковой навески В₄С в восемь раз (с 60 до 496 мг) приводит к увеличению микротвердости в поверхностном слое от 850 до 2400 HV, то есть в 2,8 раза. После электронно-пучковой обработки поверхности легирования с использованием карбида бора В₄С наблюдается максимальное увеличение значения микротвердости по глубине зоны обработки при режиме 2 (энергия ускоренных электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов $E_s = 60$ Дж/см²; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 100$ мкс; частота следования импульсов $0,3$ с⁻¹; количество импульсов облучения $N = 10$). При таком режиме ЭПО происходит увеличение микротвердости от 2400 до 4000 HV, появление локального минимума микротвердости на глубине около 20 мкм, увеличение толщины поверхностного слоя до 30–40 мкм и толщины промежуточного слоя до 35–40 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni–Mn–Sn, ЛЕГРОВАННЫХ КОБАЛЬТОМ

Дробосюк М.О., Файзуллин Р.Р., Таскаев С.В., Бучельников В.Д., Саунина С.И.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Российская Федерация
m.syuk@mail.ru

Сплавы Гейслера – это тройные интерметаллические соединения с общей формулой X_2YZ . Сплавы Гейслера имеют ОЦК – решётку со структурой L21. Экспериментальный и теоретический интерес к сплавам X_2MnZ вызван благодаря локализованному магнитному поведению и полуметаллическими свойствами. Кроме того, они обладают такими эффектами, как эффект памяти формы, магнитокалорический эффект (МКЭ) и др. Под МКЭ понимают адиабатическое изменение температуры вещества или изотермическое изменение энтропии при воздействии на него изменяющегося внешнего магнитного поля.

В данной работе мы исследовали структурные, магнитные и магнитокалорические свойства сплавов Гейслера Ni–Mn–Sn, легированных кобальтом. Слитки образцов были изготовлены методом дуговой плавки в атмосфере аргона из исходных элементов чистотой 99,99%. Образцы для измерений вырезались из центральной части слитка. Образцы аттестовывались методом энергодисперсионного рентгеноструктурного анализа (EDX). Магнитные свойства исследовались на оригинальном магнитометре. Магнитокалорические свойства – на установке фирмы AMT&C.

Таблица 1. Результаты EDX-анализа

Sample	Ni	Co	Mn	Sn
1	50.2	5.8	33.6	10.4
2	53.7	5.5	30.7	10.1

Температурные зависимости низкополевой намагниченности приведены на рисунке 1. По результатам магнитокалорических измерений в обоих образцах был обнаружен прямой магнитокалорический эффект величиной с максимум около 0,7 К вблизи точки Кюри.

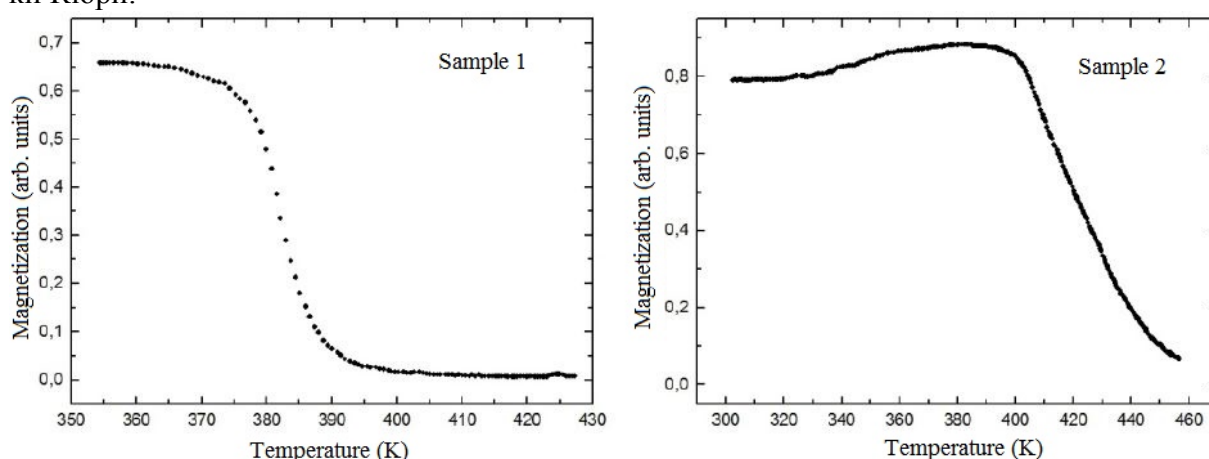


Рис. 1. Температурные зависимости низкополевой намагниченности

Работа выполнена при поддержке грантов РНФ (№14-12-00570\14), Министерства образования и науки РФ (№3.2021.2014/К).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ГОРНЫХ ПОРОД

Викторов С.Д., Кочанов А.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия,
victorov_s@mail.ru

Разрушение хрупких материалов независимо от вида воздействия, как правило, сопровождается образованием отдельных частиц, в том числе и субмикронных, размером менее 10,0 мкм, количество и дисперсный состав которых зависит от свойств материала. Для изучения условий образования субмикронных частиц и оценки их количественных показателей разработаны экспериментальные методики, в основе которых положена идентификация частиц с помощью лазерной спектроскопии в воздушной среде. Применение этого метода и соответствующих приборов позволило оценивать распределение частиц по их количеству в процессе деформирования и разрушения в выбранном диапазоне размеров [1–3].

По результатам экспериментов, выполненных в условиях квазистатического и взрывного воздействия на горные породы, установлено, что в большинстве прочных горных пород независимо от вида воздействия преобладают частицы размером несколько мкм, а их минимальный размер составляет ~ 0,1 мкм. Наблюдаемый максимум в распределении субмикронных частиц в диапазоне размеров несколько мкм, является отличительной особенностью данного распределения. Обычно для более крупных частиц их количество закономерно увеличивается с уменьшением их размеров. Полученное распределение может быть объяснено с позиции значительного увеличения прочности частиц с уменьшением их размера в диапазоне 0,1 мкм. Одним из факторов, влияющим на количество частиц размером ~ 0,1 мкм, является содержание кварца, склонного к хрупкому разрушению. Так для кварцсодержащих пород яшмы и гранита количество частиц размером ~ 0,1 мкм при взрывном разрушении достигает до 20% от общего их количества. По данным электронной микроскопии частицы представляют собой плоские образования неправильной формы. Общее количество образующихся частиц, как показали испытания образцов в условиях одноосного сжатия, зависит от микроструктурных особенностей горных пород и, например, для гранита и других пород могут отличаться в 10 и более раз. Рассмотрены механизмы образования субмикронных частиц при разрушении горных пород. Отмечается, что механизм генерации частиц, обусловленный фрагментацией и образованием новых поверхностей, является наиболее общим и реализуется независимо от вида воздействия. Применительно к взрывному разрушению образование субмикронных частиц, как это экспериментально установлено, обусловлено также действием ударных волн на границе заряд-порода. Разработанные методики с использованием лазерной спектроскопии, включающие регистрацию субмикронных частиц в режиме реального времени, дают информацию о кинетике и характере развития процесса разрушения и могут быть полезны для изучения его механизма.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 14-05-00446-а.

1. Викторов С.Д./ Вестник РАН.2013.т.83.№4. С.1-7
2. Викторов С.Д., Кочанов А.Н./ Известия РАН. Сер.физ.2013.т.77. №3. С.332-334
3. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. / XXI Петербургские чтения по проблемам прочности. К 100-летию со дня рождения Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова. СПб.: Соло.2014. С.269-271

СТРУКТУРА И ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКОПЛЁНОЧНЫХ СЛОИСТЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x/\alpha\text{-Fe}$

Ширшиков С.О.¹, Кетов С.В.², Горшенков М.В.¹, Савченко А.Г.¹

¹ НИТУ «МИСиС», 119049, Россия, Москва, keller1250@gmail.com

² Университет Тохоку, Япония

Обменно-связанные магнитные наноконпозиты (НКП) являются предметом повышенного интереса исследователей, так как согласно теоретическим расчетам [1] их магнитные свойства должны сочетать в себе преимущества как магнитотвердой (МТ), так и магнитомягкой (ММ) фаз. В частности, МТ фаза должна обеспечить высокую коэрцитивную силу (H_{ci}), а ММ фаза – высокие значения остаточной намагниченности (M_r). Для многослойной пленки на основе МТ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ толщиной 2,4 нм и ММ фазы $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}$ толщиной 9 нм магнитное произведение $(BH)_{\max}$, согласно теоретическим оценкам, может достигать значения 120 МГсЭ, что более чем в два раза превышает уровень $(BH)_{\max}$, достигнутый на сегодняшний день в лабораторных условиях для однофазных МТ материалов. Однако, не смотря на прогресс в этой области, уровень свойств, приводимый в работах, опубликованных по данной теме, значительно ниже предсказываемого. Работ же по тонкопленочным многослойным МТ НКП на основе $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ ранее не проводилось.

В настоящей работе исследованы структура и гистерезисные свойства НКП плёнок $5 \cdot (\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x/\text{Fe})$ с толщиной слоев ≈ 15 нм, полученных методом магнетронного распыления мишеней $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ и Fe на кремниевую водоохлаждаемую подложку. По данным РСА, в исходных образцах слои $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ являются рентгеновски аморфными. Плёночные НКП термообработывали в вакууме при 700°C в течение 6-15 мин, а затем азотировали в течении 18 ч при 400°C и давлении азота 10 МПа. Азотированные образцы исследовали методом ПЭМ (поперечное сечение пленки). Гистерезисные свойства измеряли на вибрационном магнитометре PPMS-9 (в полях до 9 Тл). Максимальные гистерезисные свойства ($H_{ci} = 6.54$ кЭ, рис. 1а) получены на плёнках после отжига при 700°C , 6 мин. Они существенно выше свойств близких по толщине плёнок, исследованных в работах других авторов.

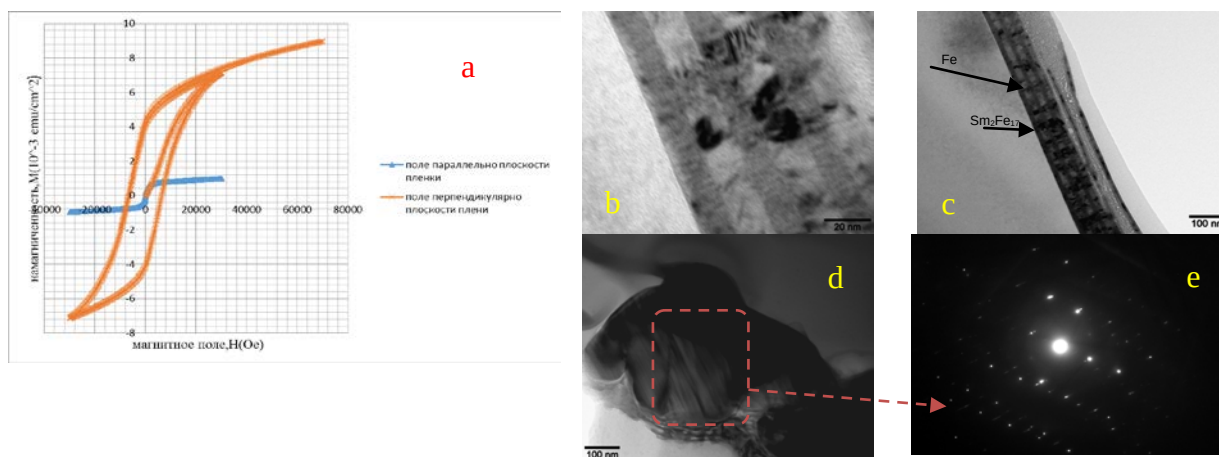


Рис. 1. а – петля гистерезиса $5 \cdot (\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x/\text{Fe})$ после отжига и азотирования; b и c – ПЭМ-изображение образцов до обработки; d и e – соответственно ПЭМ-изображение плёнки после отжига при 700°C , 15 мин и электронограмма от выделенной области

Кроме того, как видно на рис. 1а, поля 7 Тл не достаточно для намагничивания плёнки до насыщения. При исследуемых длительностях отжига наблюдается структурная деградация плёнок (рис. 1d), в них исчезает слоистая структура (рис. 1b,c). При увеличении времени отжига структурная деградация становится более ярко выраженной,

уменьшается коэрцитивная сила Проводится детальный анализ и обсуждение полученных результатов.

1. Skomski R., Coey J.M.D. Phys. Rev. B 48 (1993) 15812 .

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРЫВА МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ В УСЛОВИЯХ АМПЛИТУДО-МОДУЛИРОВАННОГО РЕЖИМА АТОМНО-СИЛОВОГО МИКРОСКОПА

Бычков А.А., Карпинский Д.Н., Роменская Е.С.

Южный федеральный университет, 344090, г. Ростов-на-Дону, Россия.

karp@math.rsu.ru

Разрыв межатомной (химической) связи под действием механической нагрузки является элементарным актом процесса разрушения твердого тела. Основные положения этого явления созданы Н. Eyring, С.Н. Журковым, G.I. Bell. Особенности процесса деформирования и разрушения нагруженных твердых тел часто изучают на цепных полимерных молекулах, которые состоят из идентичных сегментов (сегменты Kuhn'a). Существуют три этапа деформирования цепных молекул при растяжении: 1) энтропийная упругость, 2) скелетная (backbone) упругость и 3) конформационные изменения в молекулах. Энтропийная упругость определяется гибкостью полимеров и доминирует при малых растягивающих усилиях, приложенных к концам цепной молекулы. Если полимер достаточно гибкий, то энтропийная упругость правильно описывается моделью свободно соединенных цепей (FJC). Однако, некоторые цепные молекулы полимеров обладают жесткими связями между сегментами Kuhn'a (например, молекулы DNA). Эти полимерные молекулы описываются worm-like chain (WLC) моделью. Обе модели позволяют вычислить соотношение сила – удлинение для цепной полимерной молекулы в указанных случаях.

Исследование межатомных разрывов выполняют с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) и оптических ловушек (пинцетов). На опыте удается прикрепить один конец цепной молекулы к вершине зонда АСМ, а другой – к поверхности подложки. Как правило используют два режима измерений зависимости долговечности от приложенной растягивающей силы: при постоянной ее величине [1] и при постоянной скорости удаления зонда АСМ от подложки [2]. В обоих случаях предполагается термоактивированный механизм разрыва полимерной молекулы.

В настоящей работе представлены результаты расчета долговечности полимерных цепных молекул методом динамической силовой спектроскопии. При этом исследование на реальном АСМ заменяется на моделировании его работы с помощью компьютерной программы [4]. Расчет рассматривает модельные полимерные цепные молекулы FJC и WLC, а также другие модели молекул. Результаты расчетов показали возможность создания эффективного алгоритма оценки экспериментальных данных силовой зависимости долговечности.

1. R. Merkel Force spectroscopy on single passive biomolecules and single biomolecular bonds. //Physics Reports, 2001. V. 346. P. 343-385.
2. G.I. Bell Models of the specific adhesion of cells to cells. //Science, 1978. V.200. p.618–627.
3. 3. Evans E., Ritchie K. Dynamic strength of molecular adhesion bonds. //Biophys. J., 1997. V.172. p.1541–1555.
4. 4. H.V. Guzman, P.D. Garcia, R. Garcia Dynamic force microscopy simulator (dForce): A tool for planning and understanding tapping and bimodal AFM experiments. // Beilstein J. Nanotechnol. 2015, V.6, p. 369–379.

ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ

Малашенко В.В., Малашенко Т.И.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина
malashenko@fti.dn.ua

Высокоскоростная деформация сплавов реализуется при использовании сварки взрывом, при ударно-волновом воздействии, при пробивании оболочек, при воздействии лазерными импульсами высокой мощности, при использовании метода динамического канального углового прессования и при высокоскоростной обработке. При этом скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^7 \text{ s}^{-1}$ [1], а дислокации совершают надбарьерное скольжение и движутся со скоростями $v \geq 10^{-2} c$, где c — скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле. Это так называемая динамическая область, в которой дислокация преодолевает встречающиеся на ее пути препятствия без помощи термических флуктуаций.

Существенное влияние на движение дислокаций, а, следовательно, и на механические свойства кристаллов, оказывает динамическое взаимодействие дислокаций с другими дефектами кристаллической структуры, в частности, с точечными дефектами (примеси, вакансии, междоузельные атомы) и дислокационными петлями, которые образуются при индентировании, ковке, штамповке, закалке и радиационном облучении материалов. Механизм диссипации исследуемого процесса заключается в необратимом переходе кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения [2-4]. Эффективность этого механизма зависит от вида спектра дислокационных колебаний, в частности, от наличия в нем щели, которая может возникнуть, например, в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов с дислокацией или коллективного взаимодействия дислокаций между собой. При определенных условиях сила торможения дислокации призматическими петлями приобретает характер сухого трения, а величина этой силы определяется соотношением концентрации петель и плотности подвижных дислокаций.

Скольжение краевых дислокаций при ударно-волновом воздействии на сплавы, содержащие как точечные дефекты, так и призматические дислокационные петли, происходит в условиях конкуренции коллективного взаимодействия дефектов и коллективного взаимодействия дислокаций и характеризуется некоторыми специфическими особенностями. При ударно-волновом воздействии на кристалл плотность подвижных дислокаций значительно возрастает и может достигать значений $\rho = 10^{15} \text{ m}^{-2}$. При этом их коллективное взаимодействие значительно возрастает и оказывает доминирующее влияние на формирование спектра дислокационных колебаний и динамическое взаимодействие дислокаций с другими структурными дефектами решетки. Проведенный анализ показывает, что рост плотности подвижных дислокаций при ударных нагрузках снижает силу их торможения призматическими петлями и точечными дефектами. Таким образом, коллективное взаимодействие дислокаций облегчает динамическое преодоление ими неподвижных структурных дефектов.

1. Бородин И.Н., Майер А.Е. ЖТФ. 2013. Т. **83**, № 8. 76-80.
2. Малашенко В.В. ПЖТФ. 2012. Т. 38, № 19. С. 61-65.
3. Малашенко В.В. ФТТ. 2015. Т. 57, № 12, С. 2388-2390.
4. Malashenko V.V. Physica B. 2009. Vol. 404, № 21. P. 3890-3893.

ДИНАМИКА СЛОЕВ В ЛУКОВИЧНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ФУЛЛЕРЕНОВ

Рысаева Л.Х.¹, Баимова Ю.А.^{1,2}, Дмитриев С.В.¹

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

lesya813rys@gmail.com

Трехмерные наноструктуры в основе которых лежат молекулы фуллере́на стали объектом исследования ученых с момента экспериментального обнаружения отдельных фуллеренов [1]. Например, многослойные структуры в литературе появляются под названиями луковичные структуры, онионы, многослойные фуллерены [2]. Предполагается, что такие структуры обладают уникальными наномеханическими свойствами и благодаря взаимной динамике слоев могут быть использованы в качестве наногироскопов. Большое значение при исследовании таких структур приобретает различие в радиусах фуллеренов, т.е. размеры слоев, а также взаимное расположение фуллеренов в структуре. Поскольку экспериментальное изучение таких материалов затруднено, многие вопросы могут быть эффективно решены с помощью метода молекулярной динамики.

В данной работе представлены результаты молекулярно-динамических расчетов по изучению устойчивости различных систем фуллеренов, а также исследовано взаимное движение слоев в системе. Исходная структура слоистых наноматериалов создавалась посредством объединения фуллеренов различной размерности в единую структуру и дальнейшей ее релаксации до состояния с минимальной энергией. Пример таких структур показан на рисунке.

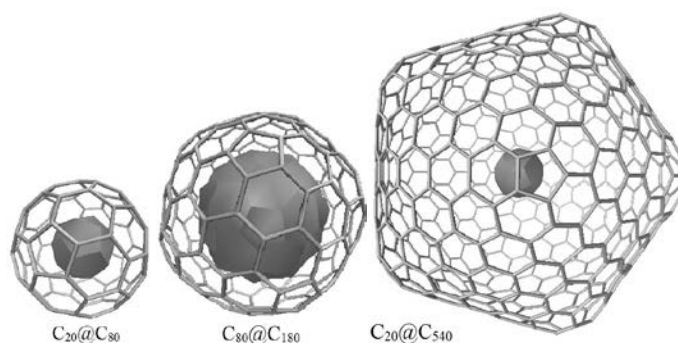


Рис. 1. Луковичные структуры

Показано, что в зависимости от взаимного соотношения диаметров меняется устойчивость системы. При малой разнице диаметров образуются не слоистые а кластерные структуры, либо происходит разрушение материала. Нагрев структуры всегда приводит к активному движению слоев. При малом соотношении диаметров движение заключается во взаимном вращении.

РЛХ и БЮА благодарят региональный грант РФФИ 16-32-00483-мол_a

1. Крылова К.А., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. Расчет структуры углеродных кластеров на основе фуллереноподобных молекул C24 и C48 // ФТТ. 2016. Т. 58. Вып. 2. С. 384-391.
2. Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А. Слоистые структуры на основе фуллеренов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т.12, №4. С. 439.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ: МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА

Бейгельзимер Я.Е., Прокофьева О.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ

yanbeygel@gmail.com, prokofok@mail.ru

За время развития процессов интенсивной пластической деформации достигнуты впечатляющие результаты по формированию субмикроструктурных структур в объеме металлов и сплавов. Благодаря этому получены материалы с замечательными физико-механическими характеристиками. Еще более захватывающие перспективы открывает направленное формирование архитектуры материалов на нескольких взаимосвязанных масштабных уровнях, в частности, получение материалов с градиентной структурой [1].

В работе [2] экспериментально показано, что винтовая экструзия (ВЭ) через матрицы с малым углом ската винтовой линии (36 град) формирует существенно неоднородную по сечению образца структуру, даже после 7 проходов. Это принципиально отличает ВЭ с малым углом от процесса ВЭ через матрицы с достаточно большим углом ската винтовых линий (50–60 град). Относительно последнего убедительно показано, что уже 4–5 проходов практически выравнивают структуру и свойства образца по его сечению (см., напр., [3, 4]).

В настоящей работе дано объяснение указанному выше факту, основанное на том, что циклическая деформация, характерная для ВЭ, имеет особенность в плане фрагментации металлов, по отношению к деформации монотонной. Эксперименты еще со времен П.Людвига [5], показывают, что при одной и той же эквивалентной деформации, уменьшение амплитуды цикла снижает деформационное упрочнение металлов и сплавов, связанное с фрагментацией. Более того, если амплитуда деформации не превышает некоторого граничного значения (~ 0.1 по Мизесу), фрагментация фактически прекращается [6].

Теоретическое исследование фрагментации металлов при ВЭ, выполненное в настоящей работе, основано на, так называемой, RVA-model (Refinement versus Voids Accumulation), представленной в работах [7, 8]. В модель внесены коррективы, учитывающие пороговый характер процесса фрагментации. В рамках данной модели выполнено исследование, показывающее, что снижение угла ската винтовой линии матрицы и повышение симметрии поперечного сечения канала позволяет существенно замедлить фрагментацию в приосевой зоне образца, вплоть до полной ее остановки. Это объясняет результаты экспериментов [2] и позволяет целенаправленно проектировать матрицы и режимы ВЭ для получения композитных структур типа «субмикроструктурная оболочка – крупнокристаллическая приосевая зона».

1. Ya Li Wang, Andrey Molotnikov, Mathilde Diez, Rimma Lapovok, Hyoun-Ee Kim, Jing Tao Wang, and Yuri Estrin, *Materials Science & Engineering A*, 2015, 639, 165.
2. M. Latypov, E.Y. Yoon, D.J. Lee, R. Kulagin, Y. Beygelzimer, M.S. Salehi, and H.S. Kim, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014, 45a, 2232.
3. Y. Beygelzimer, D. Orlov, A. Korshunov, S. Synkov, V. Varyukhin, I. Vedernikova, A. Reshetov, A. Synkov, L. Polyakov, I. Korotchenkova, *Solid State Phenom.*, 2006, 114, 69.
4. Reshetov, A. Korshunov, A. Smolyakov, Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, I. Kaganova and A. Morozov. *Materials Science Forum*. 2011, 667–669, 851.
5. Von P. Ludwik, *Elemente der Technologischen Mechanik*. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg GmbH, 1909, 57p.
6. H. Petryk, S. Stupkiewicz, *Materials Science and Engineering A*. 2007, 444, 214.
7. Y. Beygelzimer. *Mechanics of Materials*. 2005, 37, 753.
8. Я.Е. Бейгельзимер, О.В. Прокофьева, В.Н. Варюхин, *Металлы*. 2006, 1, 30.

ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА

Фёдоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

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

Известно, что в процессе нагрева аморфных и нанокристаллических металлов их структура способна перестроиться до кристаллического порядка, что в свою очередь влияет на вышеуказанные свойства. В связи с этим, целью данной работы является: экспериментальное и аналитическое исследование деформационного поведения аморфного и нанокристаллического металлических сплавов при комбинированном воздействии температурного поля и постоянной нагрузки, как в исходном состоянии, так и после отжига. При нагреве и постоянной нагрузке образцы аморфных и нанокристаллического сплавов могут деформироваться, таким образом, что на некоторых кривых ползучести наблюдаются участки скачкообразного увеличения деформации с последующими колебаниями. Рентгенографические исследования лент показали, что дифракционные максимумы соответствуют области кристаллизации. Было проведено физическое моделирование процесса скачкообразной деформации. В образце делали краевой надрез по осевой линии образца и проводили испытания на ползучесть по описанной выше методике. Скачок относительной деформации статистически проявляется в фиксированной точке кривой. Величина скачка прямо пропорциональна глубине надреза. Скачкообразная ползучесть аморфных и нанокристаллического сплавов, связана с наличием локализованной деформации в области кристаллических концентраторов напряжений. Таким образом, скачки пластической деформации, наблюдаемые в экспериментах, инициированы процессами кристаллизации. Образующиеся кристаллы могут выступать в роли концентраторов напряжений по отношению к межкуристаллической аморфной структуре, вызывая тем самым скачкообразное развитие полос сдвига, что и приводит к появлению скачков деформации на кривых ползучести. Предварительный отжиг вызывает в аморфных сплавах структурные перестройки, переводя систему в более устойчивое состояние, что явно сказывается на длительности эксперимента: отожженные образцы деформируются дольше. Установлено, что при фиксированной нагрузке и постоянной температуре образцы аморфных сплавов заметно деформируются лишь при установке температуры 623-663К. Нанокристаллический образец разрушается хрупко, без наличия удлинения. Вариация величины нагрузки и температуры позволяет выделить связь между данными параметрами и скоростью деформации образцов. Показано, что в процессе ползучести осуществимы два механизма деформации аморфных образцов: линейный и нелинейный. Отмечено, что в условиях одноосного механического напряжения, при наличии линейной ползучести преимущественно возникает сдвиговая деформация. Установлено, что для всех экспериментальных кривых возможен подбор аналитической зависимости, которая с точностью до границ применимости механики сплошных сред позволяет прогнозировать свойства исследуемых материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553) и гос. задания (проект № 2476).

ВЫСОКОДИСПЕРСНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИЕ ОСАДКИ ЦИНКА

Черетаева А.О.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

alice_raduga@mail.ru

Цинкнаполненные композиции (ЦНК) используются для защиты стальных конструкций от коррозии. Электролитический метод позволяет получать осадки, обладающие высокой степенью чистоты и разветвленной дендритной структурой. Применение электролитических осадков в качестве пигмента приведет к снижению стоимости ЦНК и повышению качества защиты за счет улучшения адгезии покрытий.

В работе проведен расчет структурных характеристик дисперсного осадка цинка, исследована структура дендритного порошка и даны рекомендации для получения высокодисперсных осадков.

Осадки цинка получали при гальваностатическом режиме электролиза из щелочных цинканных электролитов, содержащих 0,1 и 0,3 моль/л ZnO при токах, превышающих величину предельного тока в несколько раз ($K_i = 3, 6$ и 9) при одновременной регистрации изменения потенциала рабочего электрода, объема выделяющегося водорода и видеозаписи роста осадка.

Установлено, что с ростом тока увеличивается время активного роста дендритных осадков цинка и их длина. Структура растущих дендритов изменяется во времени: тонкие игольчатые осадки, образующиеся в начале электролиза, со временем становятся более крупными и округлыми. В наиболее концентрированном по ионам цинка растворе высота дендритного слоя достигает больших размеров, а продолжительность интенсивного роста уменьшается.

Результаты расчета показали, что в процессе электролиза радиус вершин дендритов увеличивается, а их число уменьшается. При увеличении тока радиус вершин уменьшается, при этом снижается выход по току цинка. Размер вершин дендритов можно регулировать, изменяя концентрацию разряжающихся ионов в растворе. При одинаковом коэффициенте истощения ($K_i = 6$) в разбавленном растворе в процессе электролиза радиус вершин меняется незначительно, тогда как в растворе 0,3М ZnO в начальный период образуются дендриты с малыми вершинами, радиус которых быстро увеличивается.

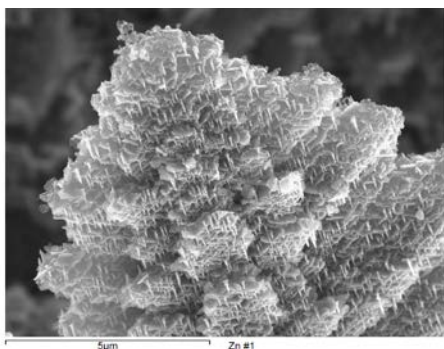


Рис.1. Микрофотография дендритного осадка цинка при $K_i = 6$ через 15 минут от начала электролиза в щелочном электролите (0,3 моль/л ZnO , 4 моль/л $NaOH$).

Дендриты цинка имеют плоскую папоротникообразную структуру, радиусы вершин отдельных ветвей имеют размер 1–2 мкм. При увеличении до 15000 крат на поверхности дендрита хорошо видна структура, образованная сверхтонкими кристаллами металла размером 20–30 нм (рис.1).

Исследования показали, что получению высокодисперсных осадков цинка способствует увеличение тока (K_i) или использование более концентрированных растворов при частом съеме осадка с электрода.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Сурикова Н.С. *, Винокуров В.А. *, Мишин И.П. *, Власов И.В. *, **, Наркевич Н.А. *

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

***Томский политехнический университет, Томск, Россия*

В работе методами механических испытаний на одноосное растяжение, оптической металлографии, электронной просвечивающей и растровой микроскопии, рентгеноструктурного анализа исследованы механические характеристики, изучены структурные превращения и механизмы деформации нержавеющей аустенитной стали 12Х15Г9НД после многоступенчатой контролируемой прокатки. Предполагалось, что поиск оптимальных режимов упрочнения стали путем интенсивной пластической деформации и старения позволит расширить границы областей ее применения.

Было установлено, что в состоянии поставки сталь 12Х15Г9НД при одноосном растяжении при комнатной температуре имеет высокую пластичность до разрушения $\delta \sim 90\%$, предел текучести $\sigma_{0,1} \sim 400$ МПа, предел прочности $\sigma_B \sim 850\text{--}900$ МПа. Такие свойства обусловлены аустенитной фазой со средним размером зерна $d_{\text{зерна}} \approx 19$ мкм и высокой долей специальных (двойниковых) границ зерен. Изначально в зернах γ -фазы практически отсутствуют дислокации и содержится небольшое количество (до 5 % от общего объема) частиц карбидов Cr_3C_2 и $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. При одноосном растяжении, как показали электронно-микроскопические исследования, основными механизмами пластической деформации являются – множественное дислокационное скольжение и мартенситное превращение под напряжением с формированием деформационного α - и ε -мартенсита.

Эксперименты по контролируемой ступенчатой поперечно-винтовой прокатке стали 12Х15Г9НД в интервале температур $950\text{--}750^\circ\text{C}$ до суммарной степени обжатия $\sim 65\%$ показывают хорошие эффекты упрочнения – при растяжении предел текучести повышается до $\sigma_{0,1} \sim 600$ МПа, предел прочности до $\sigma_B \sim 1050$ МПа при сохранении высокой пластичности $\delta \sim 55\%$. Это связано с тем, что высокотемпературная прокатка приводит к измельчению как зеренной структуры аустенита до $d_{\text{зерна}} \approx 10$ мкм, так и крупных карбидных частиц. Полученный материал обладает длительной структурной стабильностью при 650°C , отжиги при этой температуре в течение 1–5 часов не приводят к изменению его механических характеристик.

Для получения высокопрочного состояния сталь далее подвергали продольной прокатке на гладких валках при комнатной температуре. Суммарная деформация холодной прокатки составляла 70–80%. Рентгеноструктурные исследования и электронная микроскопия тонких фольг на просвет показали, что результате холодной деформации в материале формируется двухфазное состояние с присутствием α -феррита и аустенита. Размер аустенитных зерен составляет 200–400 нм, а ферритных областей 100–500 нм. Деформационная структура характеризуется сильной текстурованностью: в аустенитных зернах направление и плоскость прокатки близки к $\langle 111 \rangle_\gamma$ и $\{110\}_\gamma$, соответственно; в ферритных областях – к $\langle 110 \rangle_\alpha$ и $\{111\}_\alpha$. В отдельных зонах материала наблюдаются высокие локальные внутренние напряжения $\sigma_{\text{лок}} \sim G/20\text{--}G/30$. Измельчение дефектной структуры приводит к упрочнению материала и к увеличению его предела текучести до $\sigma_{0,1} \sim 1400$ МПа, предела прочности до $\sigma_B \sim 1900$ МПа с одновременным снижением пластичности до разрушения, $\delta \approx 10\%$. На поверхностях разрушения образцов при этом кроме областей «ямочного» излома появляются, фасетки скола и хрупкие микротрещины, генерируемые магистральной трещиной.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ ФРАГМЕНТАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Свирина Ю.В., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Кириков С.В.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород, Россия

j.svirina@mail.ru

Наиболее типичными дефектами на начальной стадии фрагментации являются оборванные дислокационные границы. Известно, что зарождение оборванных границ происходит на стыках и изломах границ зерен в результате коллективного движения дислокаций. Первопричиной появления субграниц являются мезодефекты, расположенные в стыках и границах зерен – стыковые дисклинации [1-2]. Компьютерное моделирование показало, что оборванные субграницы являются динамическими образованиями, устойчивыми к снятию внешней нагрузки. В настоящей работе рассмотрено влияние типа мезодефектов, особенностей их упругих полей и различных способов генерации дислокаций на характер пластического течения и структуру деформируемых модельных поликристаллов.

При моделировании использовался метод расчета движения дискретных дислокаций [3]. Размножение дислокаций осуществлялось двумя альтернативными способами – путем случайной генерации пар дислокаций в объеме зерна и генерации дислокаций одного знака с границ зерен. Чтобы исключить артефакты, связанные с зарождением дислокаций в непосредственной близости от других дислокаций, а именно, возникновение экстремально высоких сил, действующих на дислокацию и, соответственно, экстремально высоких скоростей ее движения в областях с высокой плотностью дислокаций, подход [3] был модифицирован путем запрета на генерацию петель вблизи других дислокаций в окрестности радиуса $\sim 2l$, где l – критическая высота выброса при двойном поперечном скольжении винтовых дислокаций, необходимая для образования источника Франка-Рида.

Как показывают результаты моделирования, упругие поля мезодефектов приводят к формированию в первоначально однородном силовом поле зерна достаточно крупных мезобластей, в которых силы, действующие на скользящие решёточные дислокации, могут сильно отличаться как в большую, так и в меньшую сторону от средних по зерну. Поскольку они определяют скорости и плотности дислокационных потоков, различаться будут и пластические деформации соседних мезообъемов. В результате в окрестности мезодефектов формируются области распределенного дислокационного заряда, которые при определенных условиях (мощности дисклинации, величины внешнего напряжения и др.) трансформируются в либо в распущенные оборванные дислокационные границы, либо в системы дислокационных стенок. Показано, что при разных способах генерации дислокаций могут возникать различные дислокационные структуры, которые, однако, при снятии напряжения и последующем отжиге всегда трансформируются в достаточно совершенные оборванные границы со средней разориентировкой, близкой к половинной мощности дисклинации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-20030).

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224с
2. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Основы кинетической теории формирования разориентированных структур при пластической деформации металлов// Н.Новгород, «Литера», 2011, 357с.
3. E. Van der Giessen and A. Needleman // Model Simul. Mater. Sci. Eng. 1995, v. 3 P.689-735.

ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ Ag, C И Ar НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИЛАКТИДА И ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Курзина И.А.¹, Пухова И.В.^{1,2}, Давыдова Д.В.¹, Савкин К.П.²

¹Томский Государственный Университет, г. Томск, Россия

²Институт Сильноточной Электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Метод ионной имплантации является одним из эффективных методов модификации поверхностных свойств полимерных материалов. При воздействии на материал подложки высокоэнергетическими пучками происходят процессы, влияющие на химическое строение подложки, которые, в свою очередь, вызывают модификацию физических и механических свойств, таких как твердость, электропроводность. Целью работы является изучение влияния имплантации ионов различной природы Ag, C и Ar (металл, неметалл, газ) на поверхностные свойства полимерных материалов – полилактида (ПЛ) и политетрафторэтилена (ПТФЭ), которые различны по химическому строению, но имеют широкое биомедицинское применение. Имплантацию ионов Ag, Ar и C проводили на экспериментальном стенде, оснащенном источником ионов на основе вакуумного дугового разряда MEVVA-5.Ru [1] до достижения экспозиционных доз $1 \cdot 10^{14}$, $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² при ускоряющем напряжении 20 кВ. Физико-химические свойства образцов полимерных материалов до и после ионной имплантации исследовали методами рентгеновской фотоэмиссионной спектроскопии (РФЭС) и атомно-силовой микроскопии (АСМ). Микротвердость измеряли при помощи наноиндентора Nanotest 600 при нагрузке 0,5 мН. Поверхностное сопротивление измеряли при помощи тераомметра E6-13A. Результаты РФЭС свидетельствуют о том, что имплантация ионов Ar и C в ПЛ и ПТФЭ не приводит к изменению соотношений связей -C-O и -C=O; серебро в приповерхностном слое находится в металлическом состоянии. В поверхностном слое ПТФЭ после ионной имплантации образуются новые химические связи: -CF₃, -C-F-, -C=O. Одно из наиболее важных последствий ионной имплантации – появление электропроводящих свойств у изначально диэлектрических полимерных материалов. Электропроводность ПЛ увеличивается после имплантации ионов углерода на 3 порядка величины и на 5 порядков – при внедрении ионов Ar и Ag. Удельное электрическое сопротивление ПТФЭ существенно не изменяется после ионной имплантации. Указанное различие в поведении поверхностного сопротивления данных материалов после имплантации объясняется различием их химического и электронного строения. Важную роль для оценки качества материалов играют их механические параметры, такие как показатель микротвердости и шероховатость поверхности. Микротвердость облученных образцов ПЛ, вне зависимости от природы иона, монотонно уменьшается с увеличением дозы до 1,3 раз относительно исходного состояния. Микротвердость ПТФЭ после имплантации возросла в 2 раза (с 0,04 ГПа для исходного образца до 0,09 ГПа для имплантированных с дозой $1 \cdot 10^{16}$ ион/см²), при этом, ионы серебра влияют на ее повышение сильнее, чем аргон и углерод. Шероховатость ПЛ после имплантации возрастает, при этом по степени изменения топографии поверхности, внедряемые ионы располагаются в порядке возрастания: Ag (30-55 нм) → Ar (150-230 нм) → C (460-750 нм). Поверхность облученных образцов ПТФЭ, напротив, становится более гладкой (с 320 нм для исходного состояния до ≈220 нм после имплантации не зависимо от природы иона). Таким образом, установлено, что ионная имплантация по-разному влияет на поверхностные свойства исследуемых полимерных материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ 15-08-05496_а.

1. Nikolaev A. G., Oks E. M., Savkin K. P., Yushkov G. Yu., Brown I. G. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation//Review of scientific instruments. – 2012. – Vol. 83. – P. 02A501.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л СМЕСЬЮ ОКСИДОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ, НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ

Курзина И.А.¹, Демент Т.В.^{1,2}, Попова Н.А.²

¹ *Томский государственный университет*

² *Томский Государственный Архитектурно-Строительный Университет*
kurzina99@mail.ru

Увеличение срока службы быстроизнашивающихся деталей машин – является важнейшей проблемой современного машиностроения. Обеспечение длительных сроков эксплуатации является важной целью в горнорудной, угольной, цементной и других отраслях промышленности, связанных с переработкой высокоабразивного минерального сырья (руды, угля, песка и др.). Длительность эксплуатации деталей машин и других изделий, их надежность и долговечность во многих случаях обеспечивается износостойкостью материалов, из которых они изготовлены. Одним из наиболее широко применяемых износостойких материалов является марганцовистая аустенитная сталь Гадфильда (110Г13Л), служащая для изготовления деталей, износ которых сопровождается ударами и большими давлениями. Изменение фазового, несомненно, влияет на свойства стали. Таким образом, его изучение до и после модифицирования является актуальной проблемой. Целью данной работы является выявить влияние модифицирования на фазовый состав стали 110Г13Л.

Рассмотрено влияние модифицирующей смеси на основе тугоплавких металлов на фазовый состав стали 110Г13Л с различным содержанием Mn (6.9–15.2 вес %) и C (0,4–1,2 вес %). Изменение фазового состава было изучено с помощью рентгеноструктурного анализа. Как показал проведенный рентгеноструктурный анализ, введение легирующих элементов Cr и V в сплавы, относящиеся к первой группе (содержащие ~1 вес.% C), при всех исследованных концентрациях Mn не изменило фазовый состав их матрицы. В сплавах, относящихся ко второй группе, т.е. содержащих 0.4-0.5 вес.% C, введение легирующих элементов Cr и V также не привело к изменению в фазовом составе матрицы по сравнению с нелегированными сплавами этой группы. А именно, матрица сплавов также представляет собой смесь трех фаз: γ , ϵ и α . Таким образом, проведенные исследования методом рентгеноструктурного анализа показали, что увеличение содержания Mn в сплавах Fe-Mn-C, содержащих ~0.4 вес.% C без добавления легирующей смеси, изменяет фазовый состав матрицы. Вначале стабильным оказывается α -мартенсит. Затем, по мере увеличения содержания Mn в сплаве, появляется γ -фаза, которая становится все более устойчива. В сплаве с содержанием 12 вес.% Mn устойчивой является также и ϵ -фаза.

1. Канн Р. Физическое металловедение. – М.: Мир, 1967. – 333с.
2. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. - М.: Металлургия, 1973. - 295с.

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

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

*ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина,
ОИВТ РАН, ООО «АГНИ-К», Россия, г. Москва, iqs12@yandex.ru*

Одним из эффективных способов повышения качества и уровня служебных свойств конструкционных сталей является воздействие на металл низкотемпературной плазмой [1, 2].

В настоящем докладе представлены результаты исследований, проведенных во ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», ОИВТ РАН и ООО «АГНИ-К» по применению плазменной обработки жидкого расплава и поверхности металлоизделий с целью повышения комплекса механических свойств и сопротивления разрушению.

В настоящем докладе представлены результаты работы по разработке и промышленному опробованию технологии плазменного подогрева металла в промежуточном ковше машин непрерывной разливки стали.

Показано, что применение разработанной технологии позволяет поддерживать постоянный минимальный уровень перегрева жидкой стали при разливке, что благоприятно сказывается на макроструктуре литой стали и способствует повышению уровня и однородности механических свойств непрерывно-литого слитка и проката.

Применение поверхностной плазменной обработки стальных изделий позволяет существенно увеличить твердость и износостойкость за счет термического воздействия и насыщения поверхностных слоев азотом, что в конечном итоге приводит к образованию спектра структур, не характерных для обрабатываемой марки стали.

Одним из наиболее характерных примеров ускоренного внедрения данной технологии является плазменная обработка гребней железнодорожных колесных пар. Применение плазменной обработки позволило уменьшить в 2-3 раза интенсивность износа гребней колес в эксплуатации.

1. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г. // *Металлург.* 2008. №10. С.59-62.
2. Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И. и др. Влияние перегрева при непрерывной разливке на структуру и свойства стали. // *Сталь.* 2014. №9. С. 24-37.

ДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ НАКЛОНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Гуткин М.Ю.^{1,2,3} Ржавцев Е.А.²

¹ *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

² *Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*

³ *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

m.yu.gutkin@gmail.com; egor.rzhavtsev@gmail.com

Исследование микроструктурных изменений в металлах и сплавах в процессе пластической деформации является одной из фундаментальных проблем физики прочности и пластичности. В последнее время эффективным средством теоретического моделирования процессов интенсивной пластической деформации стал метод двумерной дис-

кретной дислокационно-дисклинационной динамики, который описывает коллективное поведение краевых дислокаций, взаимодействующих друг с другом и с частичными дисклинациями [1-4]. В данной работе предложена компьютерная модель, в которой с помощью этого метода наглядно описывается процесс фрагментации вытянутых субзерен – одного из основных этапов динамической рекристаллизации полос сдвига в металлах при ударном нагружении [5]. В модели учтено, что на границах этих субзерен имеются скачки угла разориентировки, которые эффективно описываются как места залегания частичных клиновых дисклинаций [6, 7]. Эти дисклинации могут «захватывать» своими упругими полями скользящие мимо них дислокации, формируя новые устойчивые дислокационные конфигурации типа оборванных стенок, что ведет к фрагментации удлиненных субзерен. Проведенное для случая алюминиевого сплава Д16 компьютерное моделирование показало формирование устойчивых дислокационных структур, подобных тем, которые наблюдались в экспериментах [8, 9]. Для их образования хватало 10 нс, что значительно меньше длительности импульса напряжения 650 нс в экспериментах [8, 9]. Показано также, что для формирования таких модельных структур оптимально сдвиговое напряжение 0.5 ГПа, которое совпадает с напряжением в экспериментах [8, 9].

1. К.Н. Микаелян, М. Seefeldt, М.Ю. Гуткин и др. ФТТ 45 (2003) 2002.
2. S.V. Bobylev, M.Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko. Acta Mater. 52 (2004) 3793
3. Г.Ф. Сарафанов, В.Н. Перевезенцев. Письма в ЖТФ 33, 9 (2007) 87.
4. Г.Ф. Сарафанов, В.Н. Перевезенцев. Вопросы материаловедения 49, 1 (2007) 5.
5. H.A. Grebe, H.-R. Pak, M.A. Meyers. Metal. Trans. A 16 (1985) 761.
6. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
7. В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986, 224 с.
8. Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, С.А. Атрошенко и др. Письма в ЖТФ 36, 24 (2010) 17.
9. Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, Н.И. Жигачева и др. Mater. Phys. Mech. 11 (2011) 23.

TWINS IN SLM Ti-4Al-6V ALLOYS

Kazantseva N.V.*, Krakhmalev P.*, Fredriksson G. **, Vinogradova N.I.*,
Yadroitsev I. ***, Ezhov I.V.***

**Institute of Metal Physics, Ekaterinburg, Russia*

*** Karlstad University, SE-651 88, Karlstad, Sweden*

**** Central University of Technology, Free State, Department of Mechanical and Mechatronic
Engineering, Private Bag X20539, Bloemfontein 9300, South Africa*

kazantseva-11@mail.ru

Laser additive manufacturing is a new advance method for layer-by-layer rapid and economic manufacturing of complex-shaped parts. It is a common consensus that three-dimensional printing (3DP) has a great potential. This technology creates a great interest in manufacturing biomaterial parts such as implants and instruments. The SLM method is based on consequential melting of powder layers on the top of each other thus manufacturing final 3D object. The Selective Laser Melting (SLM) method implies complete remelting of the powder, rapid direct solidification of the melt and in situ thermal cycling of the material due to repeatable scanning of a surface by laser. Because of these complicated conditions of microstructure formation, after manufacturing, the material has metastable, often nonequilibrium nanoscale structure. Materials manufactured by SLM often demonstrated unexpected set of structural and defect states, high level of tensions and, therefore, should be understood better for optimization of the SLM process parameters and producing materials with high exploitation properties.

Twinning plays an important role in the deformation and manufacturing of the titanium alloys. Twinning process depends on the orientation of the sample with respect to the applied stress and deformation speed. Orientation of the sample effects on the value of resolved shear stress of the twinning dislocations. Twin variants having Schmid factors higher than 0.4 have a good chance to be activated. Twinning increases with the increasing of the degree of deformation, purity of metal, grain size, and at low temperatures when the dislocation slip processes are complicated. The four most commonly activated twinning systems was found in balk Ti–6Al–4V such as, compression twinning $\{10\bar{1}1\}$ and $\{11\bar{2}2\}$, tension twinning $\{10\bar{1}2\}$ and $\{11\bar{2}1\}$ [1].

This report presents the results of TEM study of the twinning process in SLM titanium alloys using for medical purposes. Comparison among conventional, HIP, and SLM titanium alloys is provided.

1. Euan Wielewski, Clive R. Siviour and Nik Petrinic On the correlation between macrozones and twinning in Ti–6Al–4V at very high strain rates//Scripta Materialia 67 (2012) 229–232

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ УПРУГОЙ ВОЛНЫ В ПОВРЕЖДЕННОМ МАТЕРИАЛЕ

Никитина Е.А., Ерофеев В.И., Родюшкин В.М., Иляхинский А. В.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород, Россия

nikitina.ea.nn@gmail.com

Одним из наиболее перспективных методов при исследовании НДС длительно эксплуатируемых конструкций является акустический метод. Многочисленные теоретические и экспериментальные исследования позволили установить связь между акустическими параметрами упругой волны и уровнем механических напряжений в конструкции [1,2].

Вместе с тем, опыт использования акустоупругости показывает, что существенное влияние на параметры упругой волны имеет также структура конструкционного материала. При длительной эксплуатации происходит деградация структуры и механических свойств сталей. В свою очередь, уровень деградации зависит от условий эксплуатации и режима нагружения конструкции.

В работе теоретически изучено влияние параметров, характеризующих поврежденность материала, на фазовую и групповую скорости акустической волны [3,4]. Показано, что поврежденность материала вносит частотно-зависимое затухание и дисперсию фазовой скорости акустической волны. Получено кинетическое уравнение, анализ которого показывает, что нарастание поврежденности имеет экспоненциальный характер. Произведена оценка параметров, при которых накопление повреждений можно считать линейным. Полученные зависимости могут быть положены в основу методики оценки поврежденности материалов акустическим методом.

Экспериментальный этап изучения эволюции поврежденности металла состоял в исследовании закономерности изменения нелинейных параметров акустической волны в зависимости от режима нагружения. Испытания проводились на плоских образцах при различных параметрах нагружения – уровня напряжений, временной выдержки между циклами нагружения и количеством циклов.

Полученные теоретические и экспериментальные соотношения позволяют связать параметр поврежденности с реальным нарушением структуры материала в зависимости от известного эксплуатационного режима конструкции. Указанный подход позволяет

уточнять меру реальной деградации конструкционного материала, а также уменьшить погрешность определения НДС при использовании акустоупругости. Расчетные модели могут быть положены в основу методики оценки поврежденности материалов акустическим методом.

1. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации. - М.:Наука, 2009. - 279 с.
2. Никитина Н.Е. Акустоупругость. Опыт практического применения. – Нижний Новгород: ТАЛАН, 2005. - 208 с.
3. Ерофеев В.И. Самосогласованная динамическая задача оценки поврежденности акустическим методом / В.И.Ерофеев, Е.А.Никитина // Акустический журнал. - 2010. - Т.56, №4. - С.554-557.
4. Ерофеев В.И. Дисперсия и затухание акустической волны, распространяющейся в поврежденном материале / В.И.Ерофеев, Е.А.Никитина, П.А.Хазов // Приволжский научный журнал / Нижегород. гос. архитектур.-строит.ун-т. – 2014. – № 4. – с.22-28.

СТРУКТУРА И КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ НЕЛЕГИРОВАННОГО И ЛЕГИРОВАННОГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Ti-Al

Желтякова И.С.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

terekhova@issp.ac.ru

Сплавы на основе системы Ti-Al – Ti-Al-Cr, Ti-Al-Mn, Ti-Al-Mo, Ti-Al-V и др. – характеризуются достаточной удельной прочностью, хорошими антикоррозионными свойствами и значительной жаропрочностью при умеренных (до 800–850°C) температурах. Их преимущество – малая плотность и небольшие удельные напряжения при работе деталей в центробежных условиях. С увеличением содержания Al повышаются жаропрочность и сопротивление ползучести, модуль упругости и склонность к водородной хрупкости сплавов. Жаропрочность достигается за счёт интерметаллических выделений TiAl и Ti₃Al.

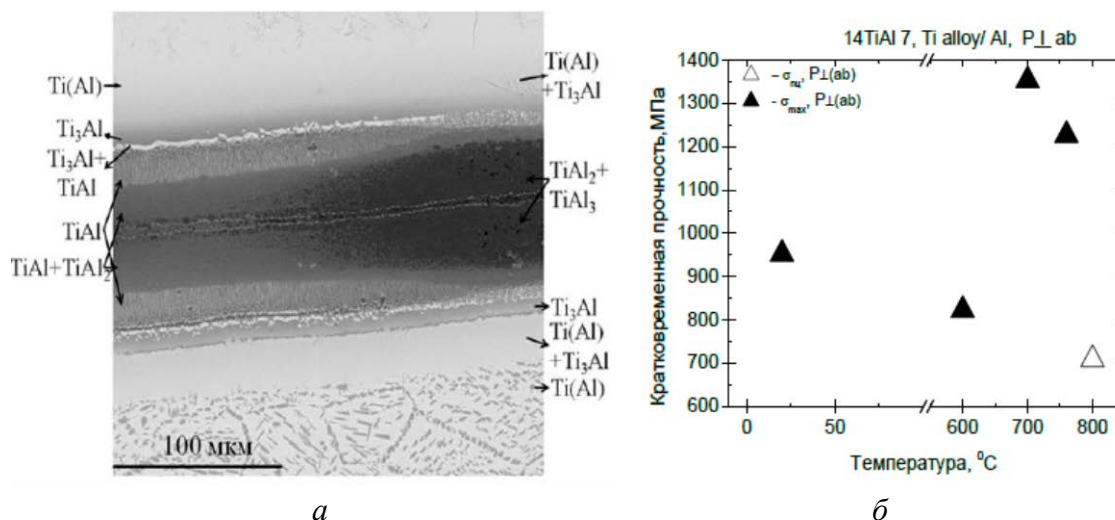


Рис. 1. *а* – Микроструктура поперечного сечения образца легированного композита, *б* – зависимость кратковременной прочности от температуры испытаний на 3 х точечный изгиб.

Методом диффузионной сварки под давлением получали искусственные слоистые композиты системы Ti-Al: нелегированные и легированные элементами IV-VI групп.

Анализ структуры, элементного и фазового анализа проводился на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU с энергодисперсионным INCA Energy 450 и волнодисперсионным INCA Wave 700 спектрометрами.

Кратковременные испытания проводились на испытательной машине «Инстрон» в режиме изгиба при различных температурах.

Структура легированного слоистого композита представлена чередующимися прослойками твердого раствора алюминия в Ti-Me и несколькими интерметаллическими фазами Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, и $TiAl_3$. Средняя толщина твердого раствора (Ti, Me)(Al) и интерметаллических фаз варьируется от 20 до 35 мкм и от 6 до 23 мкм соответственно.

По результатам кратковременных испытаний на трехточечный изгиб средние значения предела прочности легированного композита находятся на уровне 650 МПа и 1000 МПа при 20 С и 700 С, соответственно.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Савченко А.Г., Рафальский А.И., Щетинин И.В., Менушенков В.П.

НИТУ «МИСиС», Россия, г. Москва, , 909bc1a@gmail.com

В последнее время нанокристаллические материалы занимают одно из главных мест в физическом материаловедении. При этом особое место в их ряду, благодаря потенциально высоким значениям коэрцитивной силы и остаточной намагниченности, занимают магнитотвердые материалы (МТМ) на основе сплавов системы Nd-Fe-B [1]. В настоящей работе порошки нанокompозитов типа $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ получали методом механического сплавления (МС) в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице типа «Активатор-2S». В качестве исходных компонентов использовали порошки промышленно выпускаемого сплава системы Nd-Fe-B марки NQP-D без добавок и с добавлением 10 и 30 % масс. карбонильного железа.

С использованием методов рентгеновской дифракции, мёссбауэровской спектроскопии и измерения магнитных свойств на вибрационном магнитометре в полях напряжённостью до 2 Тл были выполнены комплексные исследования структуры, фазового состава и гистерезисных свойств нанокompозитов $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ в состояниях после механоактивации длительностью 30 и 60 мин, а также после термических отжигов длительностью 5, 10 и 20 мин в интервале температур 500...750°C. В результате проведённых исследований установлено, что после МС порошков нанокompозитов $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ наблюдается небольшое снижение коэрцитивной силы H_{ci} , а также заметное повышение удельных остаточной намагниченности σ_r и намагниченности насыщения σ_s . После отжига при температурах выше 650°C H_{ci} и σ_r механоактивированного сплава NQP-D повышаются, а у нанокompозитов $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ наоборот, и H_{ci} и σ_r уменьшаются в разы. Обсуждаются полученные результаты.

Работа выполнена в рамках мероприятия 1.2 ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса Российской Федерации на 2014-2020 годы», соглашение с Минобрнауки России от 27.06.2014 г. № 14.579.21.0043 (уникальный номер соглашения RFMEF157514X0043).

1. А.Г. Савченко – Нанокристаллические магнитотвёрдые материалы. Обзор текущего состояния. – In Proc. of 2nd Russian-Japanese seminar «Perspective Technologies, Materials and Equipments of Solid-State Electronic Components». MISA-ULVAC Inc., April 6th, 2004. – Moscow, MISA Publ., 2004, pp. 280 – 332.

СТРУКТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМ Au–Co И Cu–Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЕМ МЕТОДАМИ ХОЛОДНОЙ И КРИОГЕННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Антонова О.В., Анчаров А.И.¹, Пацелов А.М., Чернышев Е.Г., Солодова И.Л., Ярославцев А.А.²

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, tolmachev@imp.uran.ru

¹ИХТТМ СО РАН, Новосибирск, Россия, ²УрФУ, Екатеринбург, Россия

Кручением под высоким давлением получены сплавы из порошковой смеси компонентов систем положительной энтальпии смешения Au–Co (+34 кДж/моль) и Cu–Ag (+5 кДж/моль). Для системы Au–Co выполняются не все правила Юм-Розери, а для системы Cu–Ag имеется их полное выполнение. Несмотря на это, при комнатной температуре Cu–Ag имеет почти нулевую растворимость, как и система золото-кобальт. Порошковая смесь Au–Co в соотношении компонент золота с кобальтом 80:20 и 50:50 подвергалась интенсивной пластической деформации на различные степени. Смесь Cu–Ag в различных соотношениях компонент $\text{Cu}_{100-x}\text{--Ag}_x$ ($x = 100, 90, \dots, 10$) подвергалась деформации на максимальную степень, достигнутую для Au–Co. Структура полученных сплавов была изучена с помощью комплекса методов, таких как рентгеноструктурный анализ (РСА); изучение поверхности изломов на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ); просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Температуры деформации – комнатная (293 К) и криогенная (80 К).

По данным рентгеновских дифракционных картин и дифрактограмм для Au–Co установлено образование твердых растворов замещения на основе золота после максимальной достигнутой деформации, существенно превышающих растворимость по равновесной фазовой диаграмме. Причем, криогенная температура деформации способствовала повышению растворимости кобальта в твердом растворе золота. Данные РСА последовательно полученных образцов Au–Co как холодной, так и криодеформацией, выявили появление рефлексов твердых растворов уже после начальных степеней деформации. С ростом числа оборотов наковален Бриджмена вид дифрактограмм изменялся, свидетельствуя о растворении кобальта в золоте с ростом степени деформации. Криогенная деформация смеси состава $\text{Cu}_{80}\text{--Ag}_{20}$, в ат. %, не дает увеличения растворимости Ag в твердом растворе на основе Cu по сравнению с холодной деформацией, как в случае системы Au–Co.

Изображения поверхностей изломов образцов систем Au–Co и Cu–Ag – фрактограммы – по диаметру диска образца дают представление об эволюции частиц порошковых смесей при деформации в условиях квазигидростатики. Это позволяет выделить стадии эволюции частиц исходной смеси элементарных порошков с ростом деформации: конгломерат частиц компонентов, вытягивание частиц в слои, утонение и значительное искривление слоев, размывание и исчезание слоев и появление зернистой структуры, переход к более мелкозернистой структуре. ПЭМ изображения и данные по дифракции электронов образца Cu–Ag дают картину, отличающуюся от рентгеновских данных и свидетельствующую о произошедших процессах распада неравновесного твердого раствора. Вылеживание в течение недели и отжиги при 300, 400 и 500 °С в течение пяти минут также инициируют распад твердого раствора, по данным РСА.

Структурные исследования выполнены в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН с использованием JEM-200 CX и QUANTA-200 Pegasus, СЦСТИ ИЯФ СО РАН на экспериментальной станции «Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне» с использованием детектора mar-345 фирмы Marresearch.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-33-00750).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА

Смирнов С.В., Коновалов А.В., Мясникова М.В., Халевицкий Ю.В.,
Смирнов А.С., Вичужанин Д.И.

*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
marina@imach.uran.ru*

Концепция рассмотрения композиционных материалов как сложноорганизованных иерархических систем, позволяет установить закономерность развития разрушения в зависимости от истории изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) материала. В работе проведено численное исследование особенностей НДС и их влияния на процесс накопления поврежденности композита на макро- и микромасштабных уровнях для трех случаев простого нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг) с учетом реальных особенностей структуры и реологических свойств компонентов материала.

В качестве модельного материала использовали металломатричный композит (ММК), матрицей которого является алюминиевый сплав А8, а наполнителем – частицы SiC размером 15–20 мкм в форме неправильных призм. Геометрической моделью объема ММК на микроуровне является кусочно-однородный 3D объем, имитирующий матрицу, в которой располагаются частицы SiC. Для учета влияния окружающих слоев материала вокруг микрообъема ММК размещали буферный слой с усредненными свойствами композита. Температурно-скоростное влияние на реологию сплава А8 и материала ММК учитывали посредством задания соответствующих кривых деформационного упрочнения, полученных экспериментально. Матрицу задавали как изотропно-упрочняющуюся упругопластическую среду. Свойства буферного слоя соответствовали изотропной упруго-вязко-пластической среде. Материал частиц SiC полагали изотропным и линейно-упругим. Численные расчеты выполняли в программном комплексе ANSYS. В результате получили сведения об изменении компонент тензоров напряжений и приращений деформаций в узлах конечно-элементной сетки вычислительной модели ММК.

Экспериментально установлено, что первые трещины при нагружении ММК образуются в матрице, поэтому исследовали процесс накопления поврежденности в матрице с помощью модели В.Л. Колмогорова. В соответствии с этой моделью поврежденность на расчетном шаге рассчитывается как отношение приращения степени деформации сдвига к предельной пластичности, а накопление поврежденности происходит по линейному закону. В результате проведения комплекса испытаний установлена зависимость величины предельной пластичности материала матрицы от показателя напряженного состояния и коэффициента Лоде-Надаи. По расчетным данным в узлах конечно-элементной сетки матрицы определяли эти параметры напряженного состояния, а также поврежденность и ее накопление на каждом расчетном шаге. При этом узел считали разрушенным, если рассчитанная величина поврежденности в нем достигала значений 1 и больше. Для всех видов нагружения в зависимости от величины деформации визуализированы поля распределения поврежденности по объему матрицы ММК. Установлены зависимости доли разрушенных узлов конечно-элементной сетки матрицы от величины накопленной деформации при нагружении ММК.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 14-19-01358 в части создания трехмерной вычислительной модели и ее численной реализации применительно к ММК.

МАГНИТОАКУСТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТИ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ И ТЕРМООБРАБОТАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Костин В. Н.^{1,2}, Пудов В. И.¹, Сербин Е. Д.², Василенко О. Н.^{1,2}

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н.Ельцина,
г. Екатеринбург, Россия,
kostin@imp.uran.ru

Определение напряженно-деформированного состояния является одной из ключевых современных проблем контроля и диагностики изделий. Наибольшее применение при этом находят магнитный и акустический виды контроля [1-3].

Исследовано влияние условий возбуждения и регистрации на параметры магнитоакустической эмиссии (МАЭ) ферромагнетиков. Для большой группы различающихся по физическим свойствам и размерам образцов металлических ферромагнетиков зависимость амплитуды магнитоакустической эмиссии от частоты перемагничивающего поля имеет сходный немонотонный характер. Во всех исследованных случаях максимум амплитуды соответствует частоте поля 3–5 Гц. Установлено, что при увеличении температуры отжига холоднодеформированных сталей 20Г и 70Г вплоть до 700 °С монотонно растут значения параметров, связанных с интенсивностью необратимых процессов перемагничивания. Показано, что при возможности контактного квазистатического измерения оптимальными магнитными параметрами контроля напряженно-деформированного состояния обеих сталей могут быть остаточная магнитная индукция вещества B_r или индукция коэрцитивного возврата B_{Hc} . Показано, что коэрцитивная сила стали 70Г при вариации отжига меняется немонотонно и не может быть параметром контроля.

Установлена немонотонная зависимость амплитуды магнитоакустической эмиссии от частоты перемагничивающего поля. Показано, что новым параметром структуроскопии ферромагнетиков может быть поле максимума МАЭ, которое при заданной временной зависимости перемагничивающего поля может быть определено по временному сдвигу на осциллограмме. Исследована структурная чувствительность таких параметров магнитоакустической эмиссии, как основная частота и поле максимума МАЭ. Данная группа параметров коррелирует с остаточной магнитной индукцией исследованных сталей и может быть использована для разработки сканирующих систем диагностики ферромагнитных объектов.

Работа выполнена по программе фундаментальных исследований УрО РАН 2015-2017 гг. проект 15-17-2-5.

1. Костин В.Н., Кадров А.В., Кусков А.Е. Оценка упругих и пластических деформаций феррито-перлитных сталей по магнитным свойствам вещества. – Дефектоскопия, 2005, № 10, с. 13-22.
2. Костин В.Н., Царькова Т.П., Ничипурук А.П. и др. Необратимые изменения намагниченности как индикаторы напряженно-деформированного состояния ферромагнитных объектов. – Дефектоскопия, 2009, № 11, с. 54-67.
3. Костин В.Н., Гурьев М.А., Василенко О.Н., Филатенков Д.Ю., Смородинский Я.Г. Амплитудно-частотные характеристики магнитоакустической эмиссии термообработанных сплавов железа. – Физическая мезомеханика, 2013, Т. 16, № 5, с. 103-110.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

^{1,2}Безбородов В.П., ¹Сараев Ю.Н.

¹ИФПМ СО РАН,

²Национальный исследовательский томский политехнический университет, г. Томск,
val@ispms.tsi.ru

Использование композиций с покрытиями из сплавов на основе никеля ограничивается подверженностью последних растрескиванию и образованию пор в зоне, прилегающей к основе.

Работа посвящена исследованию причин появления указанных дефектов и их влиянию на свойства покрытий.

В процессе охлаждения композиций при температурах, близких температуре солидус сплава, в покрытиях образуются «горячие» (кристаллизационные) трещины. Их возникновение вызвано процессами нагрева и кристаллизации при охлаждении композиции, когда неравномерно распределяются тепло и температура по сечению, и, в результате нагрева, покрытие подвергается сжатию, а при охлаждении в нем возникают растягивающие напряжения. Это происходит под действием процессов удлинения и последующего укорочения металла основы композиции. Когда степень деформации композиции превышает деформационную способность кристаллизующегося покрытия, в нем становится возможным возникновение «горячих» трещин.

Поскольку деформационная способность покрытий из никелевых сплавов сравнительно низка, то происходящая при охлаждении композиций после оплавления релаксация остаточных напряжений может приводить также к образованию «холодных» хрупких трещин. Вероятность их образования повышается при увеличении содержания эвтектики и химических соединений, кристаллизующихся по границам зерен никелевого γ -твердого раствора при низких температурах и понижающих пластичность покрытий. С увеличением толщины покрытий, интенсивности их нагрева и охлаждения после оплавления вероятность образования трещин также возрастает.

Установлено, что вероятность образования трещин в покрытиях повышается с ростом их толщины, интенсивности нагрева и охлаждения после оплавления, а также при увеличении содержания эвтектики и химических соединений по границам зерен γ -твердого раствора на основе никеля. Показано, что предотвратить образование трещин в покрытиях при их оплавлении можно использованием оптимальных режимов нагрева и охлаждения композиции. Модифицирование структуры покрытий их измельчением и уменьшением неоднородности позволяет повысить сопротивляемость образованию трещин.

Заключение

Вероятность образования трещин повышается с ростом толщины покрытий, интенсивности их нагрева и охлаждения после оплавления, а также при увеличении содержания эвтектики и химических соединений, кристаллизующихся по границам зерен никелевого γ -твердого раствора. Повысить сопротивляемость покрытий образованию трещин можно модифицированием их структуры: измельчением и уменьшением неоднородности.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук РФ на 2013–2020 гг.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛА Ст.3+X18Н8

Баранникова С.А.^{1,2}, Бочкарева А.В.¹, Ли Ю.В.^{1,2}, Лунев А.Г.¹, Зуев Л.Б.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия,

bsa@ispms.ru, avb@ispms.ru, agl@ispms.ru,

lbz@ispms.ru, jul2207@mail.ru

Слоистые металлические композиты являются одной из наиболее перспективных групп композитных материалов, способных работать в условиях воздействия различных видов нагрузок, что вызывает достаточно большой интерес к исследованию пластических свойств рассматриваемых материалов с учетом их неоднородного строения.

Образцы биметалла Ст.3+X18Н8, полученные методом заливки с последующей прокаткой на необходимую толщину 8 мм и толщиной плакирующего слоя 0,6 мм, были подвержены испытанию на одноосное растяжение при $T = 300$ К со скоростью $6,67 \times 10^{-5}$ с⁻¹ с использованием испытательной машины LFM-125.

Анализ стадийности кривых нагружения образцов биметалла показал наличие следующих стадий пластического течения: после переходного участка от упругой части к пластическому течению наблюдается площадка текучести, стадия линейного деформационного упрочнения, стадия параболического деформационного (Тейлоровского) упрочнения и стадия предразрушения.

Использование метода корреляции цифровых спекл – изображений [1] и проведение металлографического анализа позволило выявить особенности локализации пластической деформации и рассмотреть процесс разрушения материала. На всем протяжении пластического течения закономерным образом формируются и эволюционируют очаги локализации пластической деформации в материале [2]. Наличие прочного плакирующего слоя X18Н8 препятствует в основном металле Ст.3 распространению полос Людерса с постоянной скоростью от захвата машины как базового концентратора напряжений. Движение зародившихся полос происходит скачкообразно – по мере зарождения других полос Людерса от внутренних границ раздела “плакирующий металл – основной металл” и прохождения через все сечение образца. Процесс фрагментации и разрушение биметалла обусловлены формированием концентраторов напряжений на внутренней границе раздела “плакирующий металл – основной металл”. Однако в целом картина распространения зон локализации соответствует стадиям деформационного упрочнения при растяжении ГЦК, ОЦК и ГПУ чистых металлов и сплавов [1]. Вопрос о распространении очагов локализации пластической деформации в промежуточном слое “плакирующий металл – основной металл” требует дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и гранта РФФИ №16-08-00385-а.

1. Zuev L.B., Barannikova S.A. Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: pattern, propagation rate, dispersion // International Journal of Mechanical Sciences. – 2014. – V. 88. – P. 1-8.
2. Плехов О.А., Саинтьев Н., Наймарк О.Б. Экспериментальное исследование процессов накопления и диссипации энергии в железе при упругопластическом переходе // Журнал технической физики. – 2007. – Т. 77. – № 9. – С. 135 – 137.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ ВОДОРОДА НА ПАРАМЕТРЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СТАЛИ 40X13

Бочкарёва А.В.¹, Баранникова С.А.^{1,2}, Лунёв А.Г.¹, Ли Ю.В.¹, Зуев Л.Б.^{1,2}

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

²НИИ Томский государственный университет, Томск, Россия

avb@ispms.tsc.ru, bsa@ispms.tsc.ru

В результате многочисленных экспериментальных исследований установлено, что пластическая деформация твердых тел развивается локализовано на всем протяжении процесса течения. Особенно эффектно она проявляется на макроскопическом масштабном уровне, когда картины локализации связаны с законом деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon)$, действующим на соответствующей стадии процесса. В этом случае они принимают форму автоволн разных типов, и существует взаимно однозначное соответствие между типом картины локализации и законом деформационного упрочнения, действующим на этой стадии процесса течения.

Наводороживание нержавеющей стали приводит к хрупкому разрушению. Это обстоятельство является серьезной практической проблемой, от решения которой зависит безопасность работы конструкций. В связи с этим, в настоящем исследовании предпринята попытка, выяснить влияние водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение высокохромистой стали 40X13, которую используют при изготовлении ответственных конструкций при эксплуатации в агрессивных, в том числе водородосодержащих средах. После закалки при $T = 1320$ К и высокотемпературного отжига при $T = 873$ К с охлаждением в печи сталь 40X13 имеет сорбитную структуру.

Образцы растягивались со скоростью $\dot{\varepsilon} = 6.67 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при 300 К на испытательной машине LFM-125 с одновременной регистрацией полей деформаций для всех точек наблюдаемой поверхности образца с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии. Электролитическое насыщение водородом подготовленных образцов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -600$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины при температуре 323 К в течение 6, 12 и 24 часов. Концентрация водорода в образцах в зависимости от времени составила 17, 30 и 32 ppm.

Измерения локальных деформаций, выполненные методом спекл-фотографии, показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения поликристаллов нержавеющей стали. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении образцов в исходном состоянии и насыщенных водородом, на стадии линейного деформационного упрочнения пластическая деформация сосредоточена в зонах локализованной деформации, движущихся с постоянной скоростью V_{aw} с пространственным периодом λ . Установлено, что процесс наводороживания образцов усиливает локализацию пластической деформации и приводит к значительным перестройкам в масштабах характерных расстояний зон локализованной деформации, приводя к уменьшению параметров локализации пластической деформации с увеличением концентрации водорода в образцах нержавеющей стали.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований
Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и гранта РФФИ №16-08-00385-а.*

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНАХ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Галиева Э.В.

ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
г. Уфа, Россия
akhunova_a@mail.ru

Сварка давлением (СД) широко применяется для получения различных сложных конструкций, используемых в современном авиастроении. Весьма перспективным является использование СД при создании неразъемных соединений диска и замковой части лопаток в блиске. Условия работы блиска отличаются высокой неравномерностью нагрева и нагружения, поэтому к дисковой и лопаточной частям блиска предъявляются различные требования по прочностным и жаропрочным свойствам. При изготовлении лопаток целесообразно использовать жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы. Для изготовления дисковой части, работающей при умеренных температурах ($\leq 850^\circ\text{C}$) целесообразно применять высокожаропрочные деформируемые сплавы. Работоспособность деталей типа «блиск» определяется, главным образом, качеством соединения замковой части лопатки с диском, поскольку наличие дефектов в сварном соединении может привести не только к разрушению этой детали, но и к разрушению всего двигателя. Поэтому повышение качества таких соединений является актуальной задачей.

В данной работе на основании численного моделирования исследуется сварка давлением фрагмента детали, имитирующего замковое соединение литого лопаточного интерметаллидного сплава типа ВКНА с деформируемым сверхпластичным дисковым сплавом типа ЭП975 [1-2]. Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке (плоское деформированное состояние) с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Моделировалась сварка давлением фрагмента диска и замковой части лопатки. В качестве материала для диска был выбран деформируемый жаропрочный сплав ЭП975 в ультрамелкозернистом состоянии, для лопатки – интерметаллидный сплав ВКНА-4У.

Было рассмотрено несколько конфигураций замковой части лопатки, состоящей из двух проточек, и форм паза в дисковой части. Также было проведено моделирование для конфигурации замка в форме «ласточкиного хвоста». Результаты моделирования позволяют сделать вывод, что выбор варианта сочетания контактных поверхностей при сварке замковой части лопатки и паза в диске следует проводить в зависимости от того, какой из параметров технологического процесса требуется оптимизировать: либо снизить общее время сварки, либо повысить степень локальной деформации в зоне соединения.

Авторы благодарят региональный грант РФФИ 14-08-97061/15 p_поволжье_a

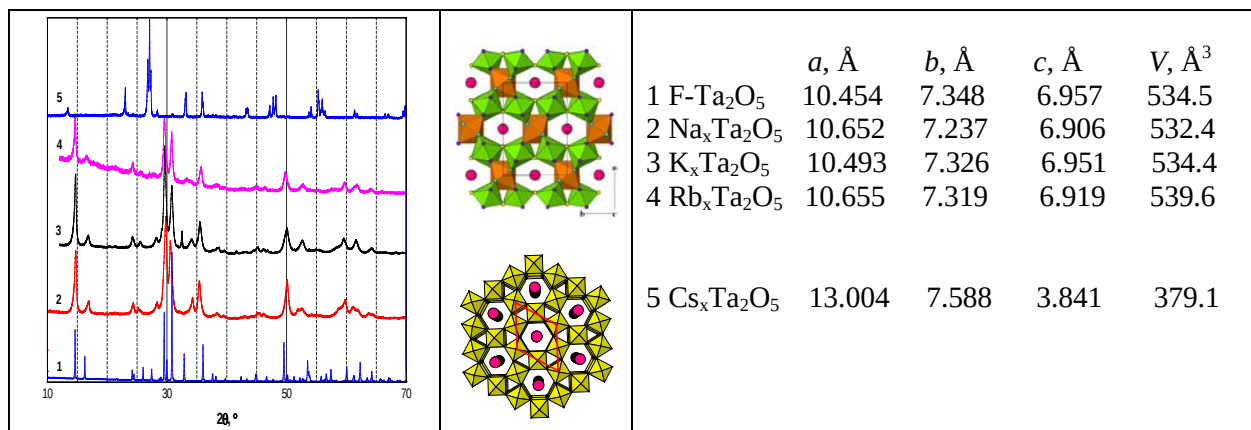
1. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитова Э.В., Валитов В.А. Моделирование процесса сварки давлением при наличии рельефа на свариваемых поверхностях // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 2. С. 159-162.
2. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В. Локализация деформации в зоне сварки давлением поверхностей с различным рельефом // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 11. С. 13-17.

СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВОГО КЛАССА МАТЕРИАЛОВ – ТАНТАЛОВЫХ ОКСИДНЫХ БРОНЗ

Зибров И.П., Филоненко В.П.

Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Вережагина РАН, г.Москва,
г.Троицк, Россия, zibrov@hppi.troitsk.ru

Бронзы-это класс оксидных соединений с общей химической формулой A_xMeO_y , где $Me = W, Mo, V$, т.е. металл с переменной валентностью, а A – другие металлы с валентностью, как правило, не выше +3. Ранее [1,2] мы сообщали о синтезе при высоких давлениях танталовых бронз $A_xTa_2O_5$ ($A = Na, K, Rb$), кристаллизующихся в структурном типе F-Ta₂O₅ [3]. Целью данной работы был синтез бронзы с Cs и изучение кристаллографических параметров полученных соединений. Синтез проводили в камерах высокого давления типа «тороид» при $P = 6.0–7.0$ ГПа, $T = 950–1050$ С в течение 2–3 минут. В качестве исходных материалов использовали порошки аморфного Ta₂O₅ и азидов NaN₃, KN₃, RbN₃, CsN₃. Дифрактограммы полученных соединений представлены на рисунке, а соответствующие параметры элементарных ячеек – в таблице. В исходных смесях величина x соответствовала максимально возможной, т.е. $x = 0.66$.



Координационное число Na, K, Rb в структурном типе F-Ta₂O₅ К.Ч.=8 (искаженный куб). Размер катиона Cs⁺ (1.70 Å) значительно превышает размеры Na⁺ (1.02 Å), K⁺ (1.38 Å), Rb⁺ (1.49 Å), поэтому он не может поместиться в канале структуры F-Ta₂O₅ и происходит смена структурного типа на гексагональную бронзу, в каналах которой могут поместиться очень большие атомы (К.Ч.=12). Следует отметить, что ячейка Cs_xTa₂O₅ не гексагональная, а имеет ромбическое искажение (для гексагональной ячейки $a/b=1.732$, а в нашем случае $a/b=1.714$). Синтезированные бронзы имели следующий состав: Na_{0.23}Ta₂O₅, K_{0.18}Ta₂O₅, Rb_{0.17}Ta₂O₅, Cs_{0.6}Ta₂O₅.

Таким образом, в зависимости от размера катиона танталовые бронзы кристаллизуются в двух различных структурных типах: F-Ta₂O₅ и гексагональной вольфрамовой бронзы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00171 а.

1. Zibrov I.P., Filonenko V.P., Sidorov V.A., Drobot D.V., Nikishina E.E., Lebedeva E.N. Thesis of the Int. conf. “Powder metallurgy: its present and future” p.223, Kiev, 2012.
2. Zibrov I.P., Filonenko V.P. Thesis of the 4 Int. conf. “HighMatTech” B 119, Kiev, 2013.
3. Zibrov I.P., Filonenko V.P., Drobot D.V., Nikishina E.E. Russ. J. Inorg. Chem. 48 [4] 464-471 (2003).

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ СО СЛОЖНОЙ СТРУКТУРОЙ

Индейцев Д.А., Мочалова Ю.А.

*Институт Проблем Машиноведения Российской Академии Наук,
Санкт-Петербург, Россия*

Водородное охрупчивание материалов под действием нагрузок является одной из важных проблем физики и механики материалов [1, 2]. Хотя концентрация водорода в металлах обычно очень низкая (около 0,4–0,8 ppm), его влияние на механические свойства металлов может иметь решающее значение. Известно, что термомеханические нагрузки приводят к перераспределению водорода в образце (см. [2,3] и ссылки в них). В большинстве работ, посвященных влиянию водорода на механические свойства материалов, используются феноменологические модели диффузии частиц водорода. Изменение механических свойств образца в этих работах описываются с помощью введения дополнительных параметров и их учета в определяющих уравнениях. Тем не менее, известные подходы не позволяют объяснить, как кинетические процессы в материале (например, перераспределение водорода) влияют на его механические свойства при статических и динамических нагрузках. Целью данного исследования является описание динамики гидрированного металла и влияния внутренней кинетики на макропараметры материала с помощью двухкомпонентной континуальной модели [3]. Примесь, содержащуюся в материале, можно разделить на две части: с высокой и низкой энергиями взаимодействия. Частицы примеси с низкой энергией связей диффундируют, они очень слабо взаимодействуют с материалом (подвижная часть примеси). Частицы примеси с высокой энергией связей взаимодействуют с металлом очень интенсивно (присоединенный водород, который вошел в кристаллическую решетку). Механические свойства материала ухудшаются именно из-за сильно взаимодействующей компоненты. Влияние напряженного состояния материала на коэффициент диффузии подвижной части примеси предлагается учесть с помощью включения в основные уравнения диссипативного слагаемого с коэффициентом сопротивления, зависящего от шаровой части тензора деформаций. Данный подход позволяет описывать диффузию водорода под действием напряженного состояния материала, вызванного внешними динамическими нагрузками, а также влияние перераспределения водорода в материале на его прочность.

В качестве примера исследовано перераспределение водорода в одномерном металлическом стержне под действием циклической нагрузки. Получена связанная система уравнений, описывающая динамику металлического стержня, содержащего примесь (растворенный водород). С помощью метода многих масштабов и метода усреднения задача сведена к анализу обобщенного уравнения диффузии для свободного (подвижного) водорода, что позволило моделировать явление локализации диффузионно-подвижного водорода в зоне разрушения. Показано, что обобщенная жесткость стержня может существенно уменьшаться при увеличении амплитуды колебаний. Полученные результаты сопоставлены с результатами экспериментов по исследованию перераспределения водорода при деформации металлических образцов.

1. R.A. Oriani // Corrosion, 1987, 43, p. 390–397.
2. D.C. Ahn, P. Sofronis, R.Jr. Dodds // Int. J. Fract, 2007, 145, p. 135–157.
3. D. Indeitsev and Yu. Mochalova // Dynamics of Mechanical Systems with Variable Mass, H.Irschik and A.K.Belyaev (eds), Springer, pp 165-194, 2014

СВЯЗНАЯ И ДВАЖДЫ СВЯЗНАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ УСТОЙЧИВОСТИ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А.А.¹, Думанский С.А.², Казарина С.А.¹

¹ *Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия,
movchan47@mail.ru*

² *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова*

Экспериментально установлено [1,2] что фазовые и структурные превращения, происходящие в элементах из сплавов с памятью формы (СПФ) под действием сжимающих напряжений, могут вызвать потерю устойчивости исходной формы равновесия. Классические подходы к анализу упругой потери устойчивости, даже с учетом переменной упругих модулей СПФ, дают величины критических сил, многократно превышающие значения, наблюдаемые в эксперименте [1,2]. Данная работа посвящена актуальной проблеме разработки моделей и методов анализа устойчивости элементов из СПФ при фазовых и структурных превращениях.

Результат решения задачи устойчивости для элемента из СПФ зависит, по крайней мере от двух факторов. Это, во-первых, постановка самой краевой задачи термомеханики для СПФ [3] (несвязная, в рамках которой не учитывается влияние действующих напряжений на фазовый состав, однократно связная, учитывающая этот фактор, но не учитывающая обратное влияние фазового перехода и напряженно - деформированного состояния на температурный режим, и, наконец, дважды связная, учитывающая оба указанных фактора). Показано, что в рамках несвязной постановки всегда получаются наибольшие критические силы, соответствующие упругому решению при мартенситных значениях модулей. В однократно связной постановке при прочих равных условиях получаются наименьшие значения критические нагрузки, а в дважды связной постановке находятся промежуточные результаты.

Во-вторых, результат зависит от той совокупности величин, возмущение которых учитывается при анализе устойчивости тривиальной формы равновесия. Здесь речь идет о геометрической форме элемента, внешних нагрузках и температуре. Наибольшие значения критических сил получаются в случае, когда учитываются только геометрические возмущения. Если допустить бесконечно - малые возмущения внешней нагрузки, то задача устойчивости теряет определенность - значения критических сил зависят от величины и направления возмущения внешних нагрузок. Предлагается из всех возможных бесконечно - малых возмущений внешней нагрузки искать такие, которые соответствуют минимальным значениям критической силы. Показано, что задача в такой постановке для значения критической силы имеет единственное решение. Аналогичные проблемы и их решение рассмотрены для случая учета возмущения температурного режима.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 14-01-00189

1. Мовчан А.А., Казарина С.А. Экспериментальное исследование явления потери устойчивости, вызванной термоупругими фазовыми превращениями под действием сжимающих напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2002. №6. С. 82 – 89.
2. Мовчан А.А., Сильченко Л.Г., Казарина С.А., Жаворонок С.И., Сильченко Т.Л. Устойчивость стержней из никелида титана, нагружаемых в режиме мартенситной неупругости. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. № 3. С. 72-80.
3. Мовчан А.А., Казарина С.А. Материалы с памятью формы как объект механики деформируемого твердого тела: экспериментальные исследования, определяющие соотношения, решение краевых задач // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 1. С. 105-116.

ВАРИАНТ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А.А., Мишустин И.В., Казарина С.А.

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

Описана модель фазово-структурного деформирования поликристаллических сплавов с памятью формы (СПФ), отличающаяся от известного прототипа [1] описанием процесса структурного деформирования, связанного с раздвойникованием и переориентации мартенсита. Поскольку мартенситные элементы представительного объема, образовавшиеся при прямом превращении под действием различных напряжений, имеют различные значения напряжения начала неупругого деформирования, то единой поверхности нагружения для всего представительного объема СПФ при деформировании в режиме мартенситной неупругости, вообще говоря, не существует. Поэтому процесс накопления неупругих деформаций за счет структурного перехода регулируется параметром $0 \leq q_{st} \leq q$. Здесь q – объемная доля мартенситной фазы для рассматриваемого представительного объема, q_{st} – часть q , участвующая в рассматриваемой точке процесса в раздвойниковании и переориентации мартенсита. Простейший алгоритм вычисления параметра q_{st} , не учитывающий факт различия диаграмм прямого превращения и мартенситной неупругости, а также процесса развития мартенситных элементов, происходящего наряду с их зарождением при прямом мартенситном превращении, изложен в [2]. Недостатком модели [2] являлся также тот факт, что в рамках этой модели упрочнение мартенситного элемента считалось чисто изотропным. В данной работе упомянутые выше недостатки преодолены. При формулировке алгоритма определения величины q_{st} используются реальные диаграммы прямого превращения и мартенситной неупругости, которые для большинства материалов не совпадают, в модель входит материальная функция, определяющая соотношение между вкладами в неупругую деформацию процессов зарождения и развития мартенситных мезоэлементов. Для описания собственной деформации совокупности мартенситных элементов, зародившихся в некоторой точке процесса прямого превращения, используется оригинальный вариант теории пластического течения с изотропным и трансляционным упрочнением [3], отличающийся от известных аналогов тем, что в качестве параметра изотропного упрочнения используется не интегральные характеристики, типа длины дуги неупругого деформирования или работы напряжений на неупругих деформациях, а максимальное значение интенсивности неупругой деформации, достигнутое за всю историю существования данного мартенситного элемента.

В рамках предлагаемой модели решен ряд модельных задач о генерации реактивных напряжений при обратном или ориентированном превращении элементов из СПФ в заневоленном состоянии.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 14-01-00189

1. Мовчан А.А., Мовчан И.А., Сильченко Л.Г. Микромеханическая модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы при фазовых и структурных превращениях // Изв. РАН. МТТ. 2010. № 3. С. 118-130.
2. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Моделирование фазовых и структурных превращений в сплавах с памятью формы, происходящих под действием немонотонно меняющихся напряжений // Изв. РАН. МТТ. 2014. №1. С. 37-53.
3. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Аналог теории пластического течения для описания деформации мартенситной неупругости в сплавах с памятью формы // Изв. РАН. МТТ. 2015. №2. С. 78-95.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ ПЕРЕКРЕСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

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

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

Для адекватного моделирования термомеханического поведения сплавов с памятью формы (СПФ) важное значение имеет правильное описание взаимодействия происходящих в этих материалах фазовых и структурных деформаций. Структурными здесь считаются деформации, связанные с раздвоиванием и переориентацией мартенсита. В работе экспериментально исследованы форма и взаимное расположение диаграмм мартенситной неупругости и прямого превращения. Под последними понимаются графики зависимости интенсивности фазовой деформации, накопленной при полном прямом превращении под действием постоянного напряжения от величины интенсивности этого напряжения. Согласно данным некоторых работ [1] эти диаграммы совпадают. Однако проведенные эксперименты показывают, что это не так. Значение интенсивности неупругих деформаций, соответствующие одной и той же интенсивности напряжений, для диаграмм прямого превращения всегда выше, чем для диаграмм мартенситной неупругости. Этот вывод имеет важное значение для анализа устойчивости элементов из СПФ. Получается, что в процессе прямого превращения под действием постоянного напряжения (невозмущенный процесс) при переходе в смежную форму равновесия, происходит дополнительный фазовый переход, но не происходит дополнительное структурное превращение. Диаграммы прямого превращения являются кривыми, выпуклыми вниз (в сторону оси напряжений), тогда как диаграммы мартенситной неупругости имеют точку перегиба.

В [2] обнаружено явление перекрестного упрочнения, согласно которому напряжение начала деформирования в режиме мартенситной неупругости можно существенно повысить с помощью предварительного прямого превращения под действием достаточно высокого напряжения. В данной работе проведено подробное экспериментальное исследование влияния предварительного прямого превращения под действием некоторого постоянного напряжения σ на диаграмму последующего деформирования образца в режиме мартенситной неупругости. Установлено, что для не слишком малых значений σ напряжение начала неупругого деформирования при монотонном изотермическом нагружении σ^* существенно превышает величину σ , причем зависимость σ^* от σ в первом приближении можно считать линейной. Оказалось, что все диаграммы повторных нагружений после предварительного прямого превращения с ростом приложенных напряжений выходят на единую кривую, эквидистантную исходной диаграмме мартенситной неупругости материала при его изотермическом монотонном нагружении из состояния полностью сдвоиванного мартенсита. Обе эти кривые близки друг к другу и, поэтому, в первом приближении, их можно считать совпадающими. Приведены результаты аналогичных экспериментов, в которых напряжения на этапе предварительного прямого превращения монотонно убывали, или монотонно возрастали.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 14-01-00189

1. Wu X.D., Sun G.J., Wu J.S. The nonlinear relationship between transformation strain and applied stress for nitinol // Material Letters 2003. V.57. P. 1334-1338.
2. А.А. Мовчан, С.А. Казарина, Танта Зин Аунг Аналог теории пластичности для описания деформирования сплавов с памятью формы при фазовых и структурных превращениях // Деформации и разрушение материалов. – 2009. – № 9. – С. 2-6.

ПРОЧНОСТНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Власов Н.М., Челяпина О.И.

Подольский институт (филиал) Университета машиностроения,
г. Подольск Московской области, Россия, chelyapina@pochta.ru

Предложен и математически обоснован алгоритм математического моделирования термопрочности элементов конструкций из градиентных материалов. Особенностью последних является непрерывное изменение теплофизических, упругих и прочностных свойств. Это позволяет использовать данные материалы в различных технических приложениях [1]. Плавная координатная зависимость свойств градиентных материалов упрощает проведение математического моделирования тепловых процессов.

В первом разделе работы исследована термопрочность цилиндрической оболочки тепловыделяющих элементов ядерных реакторов с неоднородным распределением коэффициента теплопроводности. Именно эта характеристика градиентного материала определяет распределение температуры и возникающие при этом термонапряжения. В качестве иллюстративного примера рассмотрена цилиндрическая оболочка на основе системы «Мо–Nb». Принятый вариант закона изменения коэффициента теплопроводности вдоль радиальной координаты цилиндрической оболочки имеет вид

$$\lambda = \lambda_1 \left(\frac{r}{r_0} \right)^n, \quad r_0 \leq r \leq R, \quad (1)$$

где λ_1 – коэффициент теплопроводности внутренней поверхности оболочки при $r = r_0$, r_0 и R – внутренний и внешний радиусы цилиндрической оболочки, n – произвольный показатель степени. Комбинация r/r_0 и n позволяет получить приемлемые изменения коэффициента теплопроводности вдоль радиальной координаты. При изменении показателя степени n происходит виртуальное нарушение геометрической формы цилиндрической оболочки. Так, например, $n = -1$ соответствует полосе, $n = 1$ – полый сфере, $n = 2$ – системе более высокой разрядности. При этом реальная геометрия цилиндрической оболочки остается неизменной. Однако тепловые и термоупругие процессы отслеживают виртуальное нарушение геометрической формы цилиндрической оболочки. В результате математического моделирования получены безразмерные осевые термонапряжения на внешней поверхности цилиндрической оболочки для четырех распределений температуры

$$\begin{aligned} 1) \quad \frac{\sigma_{zz}(1-\nu)}{\alpha E T_0} &= \frac{R^2/r_0^2 + R/r_0 - 2}{3(R^2/r_0^2 - 1)}, \quad (n = -1); \quad 2) \quad \frac{\sigma_{zz}(1-\nu)}{\alpha E T_0} = \frac{R^2/r_0^2 - 2 \ln R/r_0 - 1}{2 \ln R/r_0 (R^2/r_0^2 - 1)}, \quad (n = 0); \\ 3) \quad \frac{\sigma_{zz}(1-\nu)}{\alpha E T_0} &= \frac{1}{R/r_0 + 1}, \quad (n = 1); \quad 4) \quad \frac{\sigma_{zz}(1-\nu)}{\alpha E T_0} = \frac{2 R^2/r_0^2 \ln R/r_0 - R^2/r_0^2 + 1}{(R^2/r_0^2 - 1)^2}, \quad (n = 2) \end{aligned} \quad (2)$$

Аналитические соотношения для распределения температуры и термонапряжений для сферической оболочки с переменным коэффициентом теплопроводности получены во втором разделе работы.

1. Obata Y. and Noda N. J. Thermal Stresses, 1994, vol. 17, pp. 471-478.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ КОРРОЗИОННОГО И КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО ПСЕВДО-АЛЬФА СПЛАВА Ti–Al–V

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³,
Тряев П.В.³, Козлова Н.А.¹, Табачкова Н.Ю.⁴, Чегуров М.К.¹, Бутусова Е.Н.¹,
Михайлов А.С.³, Смирнова Е.С.¹

¹ Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ АО «ОКБМ Африкантова», г. Нижний Новгород, Россия

⁴ НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступал псевдо- α сплав Ti–4Al–2V (промышленное обозначение ПТЗВ) в состоянии поставки. Испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) проводились в смеси солей NaCl:KBr в течение 500 ч при температуре 250 °С. Испытания на коррозионную усталость проводились в 3%-ном водном растворе NaCl по схеме «консольный изгиб» при комнатной температуре.

Проведенные исследования показали, что сплав имеет неоднородную зеренную структуру – в структуре сплава встречаются области с мелкозернистой (зона I) и крупнозернистой (зона II) структурой. Средний размер зерна в зоне I составляет 5–10 мкм, а в зоне II – варьируется от 25–50 до 100–150 мкм.

Обобщение результатов испытаний на горячую солевую коррозию показывает, что в структуре сплава ПТЗВ наблюдается два типа коррозионных дефектов. Более протяженные дефекты МКК первого типа наблюдаются преимущественно в областях структуры, средний размер зерна в которых намного превышает средний размер зерна основной мелкозернистой матрицы. Их глубина может достигать 500–700 мкм. Объемная доля таких дефектов МКК не превышает 5%.

Более короткие дефекты МКК второго типа наблюдаются в мелкозернистых областях структуры. Их ширина мала, а среднее расстояние между ними составляет ~5–10 мкм. Глубина дефектов данного типа не превышает, как правило, 100–150 мкм.

Энергодисперсионный анализ показывает наличие в структуре сплава ПТЗВ двух типов границ зерен (ГЗ). Первый тип – это ГЗ, которые мы назвали «чистыми». Таких границ абсолютное большинство. Средняя локальная концентрация алюминия в таких ГЗ составляет $3.8 \pm 0.9\%$ и средняя концентрация ванадия – $1.9 \pm 0.2\%$, что мало отличается от концентрации этих элементов в объеме материала: средняя концентрация алюминия в зернах составляет $3.6 \pm 0.9\%$, а концентрация ванадия $\sim 1.4 \pm 0.2\%$.

Второй тип границ – это ГЗ, локальная концентрация ванадия в которых может достигать 10%. Встречаются также единичные границы, локальная концентрация ванадия в которых достигает 16–18%, а концентрация алюминия – менее 1%. Средняя концентрация алюминия в кристаллической решетке вблизи таких границ составляет ~4%, а концентрация ванадия – ~1.6%. Отметим, что число таких границ невелико (менее 5%) и близко к объемной доле дефектов МКК первого типа, имеющих большую (по сравнению с дефектами второго типа) глубину.

Для объяснения полученных результатов предложена качественная модель влияния структурно-фазового состояния границ зерен на склонность титановых сплавов к межкристаллитной коррозии и коррозионно-усталостному разрушению.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №16-13-00066).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Нохрин А.В.¹, Чувильтеев В.Н.¹, Благовещенский Ю.В.², Сахаров Н.В.¹,
Болдин М.С.¹, Исаева Н.В.², Шотин С.В.¹, Трушин В.Н.¹, Попов А.А.¹,
Смирнова Е.С.¹

¹ Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки на основе карбида вольфрама с различным начальным размером частиц (R_0) и объемной долей (f) частиц монокристаллического карбида WC, полученные методом плазмохимического синтеза и последующего восстановительного отжига. Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °C со скоростью нагрева (V) от 25 до 2400 °C/мин в вакууме. При помощи dilatометра, входящего в комплект установки, определялась зависимость скорости усадки нанопорошков от температуры нагрева.

В работе обнаружена необычная зависимость размера аномального зерна от объемной доли нестехиометрической фазы ($1-f$). Исследование показывает, что уменьшение объемной доли нестехиометрической фазы в исходной нанопорошковой композиции от 16.5% до 0.3% приводит к увеличению среднего размера аномально крупных зерен от 3 до 17 мкм. Исследования структуры образцов, спеченных из нанопорошков монокристаллического карбида вольфрама α -WC ($f = 100\%$) показывают, что в этих материалах наблюдается нормальный рост зерен и имеет место мономодальное распределение зерен по размерам, хотя колокол этого распределения довольно широк. Средний размер зерна для образцов, спеченных при температурах 1400 и 1800°C, составляет 90 нм и 350 нм, соответственно.

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

Показано, что при ЭИПС карбида вольфрама наблюдается два типа поведения – «быстрое» спекание с аномально низкими значениями энергии активации и «медленное» спекание, когда энергия активации зернограницной диффузии соответствует обычным значениям диффузии ¹⁴C в карбиде вольфрама. Отмечено, что указанные два типа поведения наблюдаются в материалах, которые после спекания имеют существенно различную структуру – в материалах первой группы наблюдается аномальный рост зерен, а в образцах второй группы формируется однородная ультрамелкозернистая структура.

В работе предложена модель эволюции структуры нанопорошковых композиций при ЭИПС, позволяющая объяснить наблюдаемые закономерности, в том числе – возможность низкотемпературного спекания нанопорошков карбида вольфрама в условиях высокоскоростного нагрева в условиях нормального и аномального роста.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-33-21007-мол_a_вед) и Министерства образования и науки РФ.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Нохрин А.В.¹, Козлова Н.А.¹, Лопатин Ю.Г.¹,
Пискунов А.В.¹, Кочанов В.А.¹, Смирнова Е.С.¹, Бобров А.А.¹, Пирожникова О.Э.¹,
Семенычева А.В.¹, Сысоев А.Н.¹

¹ Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве основных объектов исследований выступали чистый Al (A99), сплавы системы Al–Mg (Al–1Mg, Al–3Mg, Al–5Mg) и сплавы системы Al–Zn (Al–1Zn, Al–3Zn, Al–5Zn), полученные методами вибрационного литья с последующей холодной деформацией прокаткой. В качестве объектов исследований также выступали сплавы Al–6Mg, ультрамелкозернистая (УМЗ) структура в которых была сформирована методом равноканального углового прессования.

Проведены исследования влияния концентрации алюминия и цинка на склонность алюминия к общей и межкристаллитной коррозии (МКК). Коррозионные испытания на стойкость к МКК проводились при комнатной температуре по ГОСТ 9.021-74 в водном растворе 3%NaCl+1%HCl. Продолжительность испытаний составляла 24 часа. Скорость коррозии определялась по величине потери массы образца. Тип коррозионного повреждения и глубина МКК определялась металлографическим методом с использованием металлографического микроскопа Leica IM DRM. В тех же условиях были проведены гравиметрические испытания, а также потенциостатические испытания посредством снятия поляризационных кривых при помощи потенциостата-гальваностата «Р-30S». Скорость коррозии (плотность тока коррозии) определялась стандартным образом по Таффелевским зависимостям.

Установлено, что увеличение содержания цинка в алюминии приводит к повышению скорости как общей, так и МКК, в то время как увеличение концентрации магния приводит к уменьшению скорости общей коррозии и практически не изменяет склонность сплава к МКК. Показано, что различный тип коррозионного поведения сплава Al–Mg и Al–Zn обусловлен различным характером влияния магния и цинка на величину электрохимического потенциала границы зерна.

Показано, что холодная пластическая деформация прокаткой приводит к незначительному повышению скорости коррозии сплавов Al–Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава. В процессе рекристаллизационного отжига, приводящего к уменьшению твердости, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием аномального роста зерен, характеризующегося высокими скоростями миграции границ зерен. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии.

Проведены исследования влияния отжига на коррозионную стойкость промышленных и модельных УМЗ алюминиевых сплавов, полученных методом РКУП. Показано, что как и в случае холодно-деформированных сплавов, зависимость скорости коррозии от температуры отжига имеет сложный немонотонный характер, определяемый кинетикой накопления и аннигиляции дефектов на мигрирующих границах зерен.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-03-08969_a) и Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК СЕРЕБРА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Нохрин А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Пискунов А.В.¹, Смирнова Е.С.¹, Бобров А.А.¹, Пирожникова О.Э.¹, Семенычева А.В.¹, Сысоев А.Н.¹

¹ Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследований выступала высокочистая медь М00к, а также сплавы системы Cu–Ag (Cu–0.1Ag, Cu–0.25Mg, Cu–0.5Mg), полученные методами вибрационного литья с последующей холодной деформацией прокаткой. Суммарная степень деформации составляла 95%. Полученные образцы отжигались в интервале температур от 100 до 500 °С (время отжига – 30 мин). Концентрация серебра в сплаве не превышала предела растворимости.

Структура сплавов исследовалась с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM, а также растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором INCA 350. В процессе исследования измерялась объемная доля рекристаллизованной структуры и средний размер рекристаллизованного зерна в зависимости от температуры отжига.

Микротвердость (H_{μ}) сплавов измерялась при помощи твердомера Duramin Struers-5 при нагрузках 20, 50 и 100 г. Изменение величины приложенной нагрузки позволяло варьировать диаметр отпечатка индентора и, как следствие, изменять «вклады» дефектов кристаллической решетки и размера зерен в величину микротвердости. В ходе эксперимента строилась зависимость микротвердости от температуры отжига. Величина коэффициента Холла–Петча определялась по зависимостям $H_{\mu}-1/d^{1/2}$.

Проведенные экспериментальные исследования показывают, что температура начала рекристаллизации в сильнодеформированной высокочистой меди М00к составляет 200 °С. Микротвердость меди при этом составляет 1070 МПа. Увеличение концентрации серебра в меди от 0.1% до 0.5% приводит к одновременному увеличению микротвердости до 1130 МПа и температуры начала рекристаллизации до 325–350 °С.

Величина коэффициента Холла–Петча, определенная по углу наклона зависимости $H_{\mu}-1/d^{1/2}$, для всех исследуемых сплавов лежит в интервале от 0.09 МПа·м^{1/2} до 0.13 МПа·м^{1/2}. Установлено, что величина коэффициента Холла–Петча меди и сплавов Cu–Ag повышается с увеличением приложенной нагрузки.

Анализ зависимостей размера зерна от температуры отжига на стадии собирательной рекристаллизации (объемная доля рекристаллизованной структуры более 95%) показывает, что величина энергии активации роста зерен, определенная по углу наклона зависимости $\ln(d^2 - d_0^2) - T_m/T$ при увеличении концентрации серебра от 0 до 0.5% монотонно повышается от 6.9 kT_m до 11.3 kT_m (Здесь $T_m = 1356$ К – температура плавления чистой меди).

Таким образом можно сделать вывод, что «введение» повышение температуры начала рекристаллизации меди, обусловлено повышением энергии активации процесса зернограничной диффузии при «введении» в медь серебра.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №14-08-00089_a, 15-08-09298_a) и Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Cu–Sn

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Нохрин А.В.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Пискунов А.В.¹, Смирнова Е.С.¹, Бобров А.А.¹, Пирожникова О.Э.¹, Семенычева А.В.¹, Сысоев А.Н.¹

¹ Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследований выступала высокочистая медь М00к, а также сплавы системы Cu–Sn (Cu–1Sn, Cu–2Sn, Cu–3Sn), полученные методами вибрационного литья (литейная машина INDUTHERM VTC-200) с последующей холодной деформацией прокаткой. Суммарная степень деформации составляла 90%. Полученные образцы отжигались в интервале температур от 100 до 550 °С (время отжига – 30 мин). Концентрация олова в сплаве не превышала предела растворимости.

Выбор олова в качестве легирующего элемента обусловлен его повышенной склонностью к образованию зернограницных сегрегаций. Кроме этого, введение олова в медь должно, в соответствии с теорией неравновесных границ зерен, приводить к замедлению процесса зернограницной диффузии.

Структура сплавов выявлялась в электролите 50% H₂O + 25% H₃PO₄ + 25% C₂H₅OH и исследовалась с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM, а также растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором INCA 350. В процессе исследования измерялась объемная доля рекристаллизованной структуры и средний размер рекристаллизованного зерна в зависимости от температуры отжига.

Микротвердость (H_{μ}) сплавов измерялась при помощи твердомера Duramin Struers-5 при нагрузке 20 г. В ходе эксперимента строилась зависимость микротвердости от температуры отжига, а также зависимость микротвердости от среднего размера рекристаллизованного зерна. Величина коэффициента Холла-Петча определялась на стадии собирательной рекристаллизации по зависимостям $H_{\mu} \sim 1/d^{1/2}$.

Проведенные исследования показывают, что увеличение содержания олова от 0 до 3% приводит к повышению H_{μ} сильнодеформированной меди от 1050 МПа до 2100 МПа. Следует отметить, что столь сильное повышение микротвердости является нехарактерным для вклада твердорастворного упрочнения, масштаб которого в рекристаллизованной меди с повышением содержания олова от 0 до 3% оказывается заметно меньше (от 500 МПа до 900-950 МПа).

Проведенные исследования показали, что температура начала рекристаллизации (ТНР) сильнодеформированной меди немонотонно (с максимумом) зависит от содержания олова в сплаве – при увеличении концентрации олова до 1 вес.% наблюдается повышение ТНР от 200 °С до 300 °С, а при дальнейшем повышении концентрации олова до 2-3 вес.% величина ТНР вновь уменьшается до 175–200 °С.

Зависимость величины коэффициента Холла-Петча от содержания олова в меди при этом немонотонно (с максимумом при 1%) зависит от содержания олова в сплаве.

Показано, что немонотонный характер влияния олова на ТНР сильнодеформированной меди может быть обусловлен одновременным уменьшением коэффициента зернограницной диффузии и уменьшением размера зародыша рекристаллизации при повышении концентрации олова в сплаве.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №14-08-00089-а, 15-08-09298_а) и Министерства образования и науки РФ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СПЕКАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

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

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*

nokhrin@nifti.unn.ru

Проведены исследования влияния режимов электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) на кинетику спекания чистого оксида алюминия. В качестве базовых объектов исследования в работе выступали субмикронный ($d \sim 1$ мкм) порошок α - Al_2O_3 «Alfa Aesar» (ФРГ) и ультрамелкодисперсный (~ 0.2 мкм) порошок α - Al_2O_3 производства компании «Taimei Chemicals Co., Ltd» (Япония).

ЭИПС осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1000 до 1350 °С, в вакууме. При помощи дилатометра определялась зависимость скорости усадки нанопорошков от температуры нагрева. В качестве квазистационарного режима спекания, моделирующего режим горячего прессования, был выбран режим нагрева со скоростью $V_n = 10$ °С/мин. Высокоскоростное спекание проводилось при скоростях нагрева 50, 100, 250, 350 и 700 °С/мин.

Показано, что увеличение скорости нагрева при спекании в отсутствии изотермической выдержки приводит к снижению плотности и размеров зерен керамики Al_2O_3 . На основе температурных зависимостей усадки проведен расчет энергии активации спекания исследуемых порошков. Установлено, что увеличение скорости нагрева от 10 °С/мин до 700 °С/мин не оказывает существенного влияния на величину энергии активации спекания. Это означает, что и квазистационарное и высокоскоростное спекание оксида алюминия имеет одинаковые механизмы.

Проведен анализ влияния структурного состояния границ зерен на кинетику спекания оксида алюминия. Показано, что дислокации, содержащиеся в частицах исходного порошка, могут приводить к ускорению зернограничной диффузии в процессе высокоскоростного спекания.

Проведены исследования влияния малых добавок MgO на кинетику спекания порошков Al_2O_3 . Показано, что малые добавки MgO не оказывают влияния на температурный интервал, в котором происходит усадка порошка. Установлено, что в условиях высокоскоростного спекания ($V_n = 700$ °С/мин), характеризующегося высокой скоростью миграции границ зерен, оксид магния эффективно «подавляет» миграцию границ зерен (средний размер зерен уменьшается более чем в 2 раза) за счет образования частиц шпинели, расположенных, преимущественно по границам зерен.

Проведены исследования влияния дисперсных частиц ZrO_2 на кинетику спекания порошков Al_2O_3 . Показано, что введение дисперсной фазы ZrO_2 приводит к смещению температуры начала усадки на 100–120 °С в сторону больших температур. При этом наблюдается уменьшение размера зерна в ~ 3 раза. Проведены исследования влияния малых добавок (MgO , TiO_2 , Y_2O_3) на кинетику спекания композита $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$. Показано, что добавки примеси в количестве 50 ppm, 100 ppm и 150 ppm не оказывают влияния на энергию активации спекания керамики Al_2O_3 , упрочненной частицами ZrO_2 .

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-48-02585-р_поволжье_а) и
Министерства образования и науки РФ.*

ИНФОРМАЦИОННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

Иляхинский А.В., Родюшкин В.М.

*Институт Проблем Машиностроения РАН,
Нижний Новгород, Россия
ylkn2005@yandex.ru*

Период зарождения усталостных микротрещин составляет 80% от общей долговечности до разрушения, как при малоцикловой, так и при многоцикловой усталости. В такой ситуации трудно переоценить важность ранней диагностики, целью которой является прогноз усталостных характеристик металлических изделий и конструкций задолго до наступления процессов разрушения и физического износа металла на стадии накопления рассеянных повреждений. Обнаружение деградации металла и возникающих микротрещин на ранних стадиях было и остается одной из ключевых задач неразрушающего контроля, далекой от окончательного разрешения. Одним из способов решения этой задачи может стать зондирование металла упругими волнами. В этой ситуации ультразвуковая дефектоскопия в классическом понимании, основанная на эффекте отражении волн от дефекта, не дает результата, так как физически существующей несплошности ещё нет.

За последние годы появилось много работ, в которых поврежденность металла оценивается акустическими методами, при этом измеряемым параметром, как правило, служит скорость упругих волн, зондирующих металл. Для вычисления скорости используется временное положение двух либо нескольких синфазных точек в зондирующих импульсах. Вся остальная временная диаграмма импульсов не анализируется. Чувствительность этих изменений к состоянию металла, в силу осознанного ограничения информации в принимаемом сигнале, заведомо низка. Структура импульса, прошедшего средой, меняется комплексно и достаточно сложным образом. Например, согласно [1], имеют место как минимум шесть эффектов: изменения скорости импульса, центральной частоты, фазы огибающей, затухания и т.д. Таким образом, влияния среды на закономерности распространения упругой волны в деградирующем материале это многофакторный взаимосвязанный процесс. Заманчиво выглядит перспектива использования всего «массива» информации, полученного от упругой волны при прохождении через поврежденный металл. Нами сделана попытка [2] подойти к оценке поврежденности, анализируя весь зондирующий сигнал путем обращения наблюдаемого спектра пропускания и получения на основе этого обращения параметров априори выбранной статистической модели распределение Дирихле.

В докладе приводятся результаты такого подхода при анализе влияния пластической деформации на изменения спектра рэлеевского импульса, зондирующего поврежденный металл. Показана возможность повышения чувствительности ультразвукового метода при оценке предразрушения элементов конструкций.

1. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации/. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н.; отв. ред. Ф.М. Митенков. - М.: 2009. - 229 с.
2. Иляхинский А.В. Родюшкин В.М. Распределение Дирихле в задаче оценки состояния металла методом акустического зондирования// Дефектоскопия. 2015. №7. с. 13-17

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiAl В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ГРАНУЛ

Сентюрина Ж.А.¹, Зайцев А.А.¹, Левашов Е.А.¹, Гусаков М.С.², Логачева А.И.²,
Логачев И.А.², Юхвид В.И.³, Касимцев А.В.⁴

¹ *Национальный исследовательский технологический университет МИСиС», Москва, Россия, Sentyurina_misis@mail.ru*

² *ОАО «Композит», Королев, Россия*

³ *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия*

⁴ *ООО «Метсинтез», Тула, Россия*

Производство порошков сферической формы и регламентированной зернистости из перспективных жаропрочных сплавов (ЖС) на основе высокотемпературных интерметаллидов, является необходимым условием успешного развития аддитивных технологий и гранульной металлургии для получения сложнопрофильных деталей.

Рассмотрено несколько вариантов изготовления сферических гранул из ЖС на основе TiAl по комплексной технологии с использованием в качестве исходных материалов оксидного сырья. Первый вариант включает в себя следующие технологические переделы: центробежное СВС-литье, вакуумный индукционный переплав (ВИП) СВС-полуфабриката и плазменное центробежное распыление (ПЦР) литого электрода на гранулы. Второй вариант основан на ПЦР порошкового электрода, полученного по технологии изостатического прессования гидридно-кальциевого порошка сплава на основе TiAl с последующим вакуумным спеканием.

Основной целью работы являлось изучение эволюции микроструктуры и свойств сплава на каждом технологическом переделе, а также оценка качества получаемых гранул и компактов из них. В качестве объекта исследования был выбран интерметаллидный сплав марки 4822 состава Ti–47Al–2Nb–2Cr.

При использовании первой варианта в образцах СВС-полуфабриката установлено повышенное содержание газовых примесей, также обнаружено присутствие вторичных фаз Ti_2AlC и $Ti_7Si_{12}Al_5$. Последующий ВИП СВС-полуфабриката способствовал значительному очищению сплава от примесей, а также увеличению его прочностных свойств на 19 %. Гранулы, полученные по первому варианту технологии, имели правильную сферическую форму с мелкозернистой дендритной структурой. Гранулометрический состав гранул лежал в диапазоне 40–250 мкм и имел распределение, близкое к нормальному со средним размером $D_{[4,3]} = 149$ мкм.

Материалы, полученные по второму варианту технологии, отличались меньшим содержанием газовых примесей и отсутствием вторичных фаз. Однако спеченные электроды обладали меньшей прочностью за счет остаточной пористости. Полученные гранулы характеризуются широким гранулометрическим распределением в диапазоне 40–320 мкм со средним размером $D_{[4,3]} = 210$ мкм.

Из всех вариантов гранул были изготовлены компактные образцы методом ГИП и проведены измерения предела прочности на сжатие при комнатной и повышенной температурах. По результатам исследований даны рекомендации по оптимальному варианту технологии получения гранул из сплава 4822.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI57814X0040, ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы».

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ Fe–Ni–Mo

Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Логинов П.А., Рупасов С.И.,
Маратов А., Левашов Е.А.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
aazaitsev@bk.ru*

Металломатричные композиты Fe–Ni–Mo, обладая высокой износостойкостью, ударной вязкостью и прочностью, являются перспективными для применения в качестве связки алмазного шлифовального инструмента. Наличие значительной взаимной растворимости элементов связки приводит к формированию диффузионной пористости при спекании смесей порошков Fe, Ni и Mo. Это значительно снижает эксплуатационные свойства сплавов. Избежать диффузионной пористости можно путем разработки предварительно сплавленных порошков (подход активно развивается у европейских производителей промышленных порошков) или используя метод механического легирования (МЛ).

Целью настоящей работы являлась оптимизация режимов МЛ смесей порошков Fe, Ni и Mo, в том числе с легирующими добавками углеродных нанотрубок и гексагонального нитрида бора, а также изучение структуры, прочностных и трибологических свойств компактных металломатричных композитов, полученных методом горячего прессования из МЛ-смесей.

МЛ смесей проводилось с использованием планетарной центробежной мельницы (ПЦМ) с гравитационным фактором 20g при временах обработки до 30 мин. Обнаружено, что обработка в ПЦМ течение 30 минут позволяет получать композиционные гранулы размером около 50 мкм, которые обладают ламинарной структурой с толщиной слоев менее 500 нм. Полученные МЛ-смеси смешивались с пластификатором, гранулировались и затем формовались при давлении 2 т/см². Компактные образцы получались методом горячего прессования в графитовых пресс-формах при температуре 950 °С и давлении 35 МПа.

Анализ механических свойств компактных металломатричных композитов показал, что использование МЛ позволяет увеличить твердость композита более чем на 20 HRB, прочность при изгибе возрастает более чем на 600 МПа по сравнению с контрольными образцами, полученными из смесей элементных порошков Fe, Ni и Mo без МЛ. Ударная вязкость образцов из МЛ-порошков несколько снизилась, однако составляла не менее 6±1 Дж/см², а изломы имели вязкую структуру. Компактные образцы обладали высокой структурной однородностью и остаточной пористостью менее 0,5 %. Установлен эффект легирования сплава углеродными нанотрубками, которые дополнительно увеличили прочностные свойства сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках Договора № 16-08-01180/16 от 19.02.2016.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ОЦЕНИВАЕМЫХ ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Тютин М.Р.¹, Ботвина Л.Р.¹, Левин В.П.¹, Ефимов А.Г.², Семашко Н.А.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН), Москва, РФ;

² ЗАО "НИИИИ МНПО "Спектр" Москва, РФ.

tyutin@imet.ac.ru

Надежность материала конструкции определяется своевременным выявлением дефектов и оценкой критической поврежденности, после достижения которой может произойти преждевременное разрушение. Для решения этих задач используются методы неразрушающего контроля, основанные на различных физических принципах. Проблема в этой области связана с отсутствием точных физических критериев достижения предельного состояния металла.

Целью настоящего исследования является оценка поврежденности трех конструкционных сталей различной структуры и прочности (сталь 20, сталь 45 и X18H9T) с применением таких методик контроля как акустическая эмиссия (АЭ), метод магнитной памяти металла (МПМ), вихретоковый метод (ВТ) и измерение коэрцитивной силы (КС). Оценку параметров поврежденности проводили в процессе растяжения плоских образцов с концентратором (тип IX по ГОСТ 25.502) на установке Инстрон 3380. Акустическую эмиссию регистрировали с помощью прибора Интерюнис Aline32D, а запись изменения напряженности собственного магнитного поля - с применением магнитометра ИКН-10М-8. Измерения коэрцитивной силы и параметров электромагнитного поля вихретоковым методом выполняли во время пауз при растяжении. После обработки сигналов акустической эмиссии были построены диаграммы изменения активности сигналов АЭ, а также изменения *b*-параметра, характеризующего соотношение АЭ сигналов с большой и малой амплитудой. Преобладание высокоамплитудных сигналов свидетельствует о начале образования и развития микротрещин и сопровождается снижением *b*-параметра. Построены также диаграммы зависимости характеристик, оцениваемых методами МПМ, ВТ и КС.

Установлено, что динамика изменения параметров неразрушающего контроля существенно зависит как от структуры, так и от фазового состава материала. Так, в стали 20 при достижении предела текучести наблюдается рост КС, напряженности собственного магнитного поля и снижение электромагнитного поля, оцениваемого ВТ. При этом значения *b*-параметра резко возрастают. Аналогичное изменение физических параметров поврежденности наблюдается при испытании образцов из стали 45 с повышенным содержанием углерода. В стали X18H9T заметные изменения характеристик ВТ и КС наблюдаются только при достижении 45% общей деформации образца, при этом на этой стадии разрушения наблюдается значительный рост *b*-параметра, что может быть связано с фазовым превращением. Напряженность собственного магнитного поля резко падает только при нагрузке, близкой к пределу прочности. При этой нагрузке на диаграмме изменения КС наблюдается плато, а значения *b*-параметра практически не меняются.

Анализ выявленных закономерностей позволил выделить физические параметры, характеризующие достижение предельного состояния, отвечающего пределам текучести, прочности и изменению фазового состава исследуемых материалов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №15-19-00237).

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНО-НЕПРЕРЫВНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТОЙ СТАЛИ И ЧУГУНА

Александрова Н.М.

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, РФ,
n-alexandrova@ya.ru

В работе представлены результаты исследования влияния скорости кристаллизации (и замены монотонной кристаллизации на импульсно-непрерывную кристаллизацию) на структуру и механические свойства экспериментальных слитков весом 20кг (сталей Р6М5, графитизируемой и серого чугуна), а также влияние радиационно-термической обработки поверхности слитков (графитизируемой стали и серого чугуна) на их структуру и свойства.

Проведены исследования, имитирующие непрерывную разливку сталей. Использовались две схемы комбинированной обработки. Первая (по методу ИНКО) осуществляли путем интенсивного импульсно-непрерывного теплоотвода в процессе первичной кристаллизации расплава, использовалось чередование периодов «захолаживания» и отогрева до затвердевания металла. Вторая (метод ЛКТО), совмещала первичную кристаллизацию с отжигом, в ходе которого происходит вторичная перекристаллизация. Вводилось контролируемое охлаждение затвердевающей отливки или непрерывно-литой заготовки. Циклирование осуществляли до завершения эвтектоидного превращения $\gamma \leftrightarrow \alpha$. Показана логическая взаимосвязь влияния на кристаллизующуюся литую структуру двух разных методов: интенсивной импульсно-непрерывной кристаллизации по методам ИНКО – ЛКТО и импульсной обработки поверхности металла электронным пучком.

Новый метод ИНКО – ЛКТО апробирован на примерах: разливки расплава в экспериментальные слитки графитизируемой стали, серого чугуна и стали Р6М5, а также на промышленных 10 тонных плавках стали Р6М5 с непрерывной разливкой на УНРС радиального типа. Выявлены и показаны изменения в структурообразовании сталей и чугунов. Показано, что метод устраняет характерные для литых структур пороки: происходит дробление дендритных кристаллов в стали Р6М5 и чугуне, дробление и частичное растворение карбидов, диспергирование структурных составляющих, изменилась морфология в эвтектиках и межпластиночные расстояния, повысилась технологическая пластичность стали. В графитизируемой стали формируется структура, содержащая частицы графита глобулярной формы, изменился фазовый состав и повысились механические свойства: твердость, износостойкость, ударная вязкость. Дополнительно проводилось исследование лент графитизированной стали, закристаллизованных со скоростями $10^4 - 10^6$ °С/секунду, с целью изыскания возможностей расширения температурных интервалов скоростей кристаллизации при непрерывной разливке.

Была разработана новая конкурентно-способная технология разливки стали Р6М5 по схеме ИНКО – ЛКТО на УНРС радиального типа с получением сортовых заготовок сечением 160x160мм. По новой технологии исключена операцияковки, что ускорило переработку непрерывно – литых заготовок на задаваемый сортамент. Сокращено втрое число технологических операций при производстве листа и сорта. Технология открывает новые возможности для реализации непрерывной разливки других марок сталей на УНРС [1].

1. Александрова Н.М. и др. Сталь, 2012, №12, с.63-69

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ КАТОДА НА СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г.

Тольяттинский государственный университет,

Тольятти, Россия

gryzunova-natalja@yandex.ru

В настоящее время ведутся интенсивные работы по получению и изучению функциональных, сорбирующих и каталитически активных материалов, которые обладают особыми физическими и химическими характеристиками и могут иметь широкую область применения в газоперерабатывающей, нефтехимической, химической промышленности и экологии.

Особый научный и практический интерес представляют функциональные материалы на основе неблагородных металлов, обладающие дефектной структурой и развитой поверхностью. Такие материалы имеют необычные свойства и могут использоваться в химических источниках тока, конденсаторах, мембранной технике, а также в качестве каталитически активных, сорбирующих и фильтрующих элементов. Существует большое разнообразие методов увеличения удельной поверхности металлических материалов [1-3]. Однако многие из них имеют ряд недостатков: многостадийность [2,3] или низкая механическая прочность [1].

В данной работе для создания дефектных структур и развитой поверхности металлов предлагается использовать метод механоактивации катода и растущих на нем в процессе электрокристаллизации частиц и кристаллов. В качестве катода - подложки в работе используются сетчатые металлические носители, а активация катода и растущего на нем металлического осадка осуществляется инертными к электролиту абразивными микрочастицами нитридов, карбидов и оксидов металлов. Такая активация приводит к образованию в кристаллах, в процессе их роста, разнообразных дефектов кристаллического строения, в том числе, высокоэнергетических дефектов дисклинационного типа, способствует формированию неравновесных, фрагментированных структур и развитой поверхности материала.

Предлагаемый метод позволяет экономить сырьевые ресурсы, создавать кристаллы, покрытия, слои и функциональные материалы, обладающие уникальными физико-химическими свойствами, в частности повышенной удельной поверхностью, прочностью, каталитической активностью и сорбционной емкостью.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517 а

1. Создание развитой поверхности сетчатого металлического носителя из нержавеющей стали / Н.Н. Грызунова [и др.] // Вектор науки ТГУ. - Тольятти: Издательство Тольяттинского государственного университета. - 2014. - №4 (30). - С. 25-28.
2. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шадеев М.Р., Романов А.Е. Морфологические и фазовые превращения в никелевых покрытиях на нержавеющей стали в температурных полях // Materials Physics and Mechanics 21 (2014) 119-125.
3. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. Комбинированная методика получения нанопористого материала на основе металла // Материаловедение. – 2011. - №8. – С.48-51.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА IN SITU КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

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

*ИПСМ РАН, Уфа, Россия,
ramilgaisin@gmail.com*

Для дальнейшего повышения физико-механических свойств титановых сплавов перспективно создание композитов на их основе путем армирования волокнами различных соединений и керамик. Среди изученных упрочнителей моноборид титана TiB является наиболее подходящим для титановой матрицы, поскольку он обладает высокой прочностью, близким с титаном коэффициентом термического расширения. Важным преимуществом моноборида титана является его возможность образования in situ при приготовлении композита. Кроме того, композиты Ti–TiB могут быть изготовлены литьем, что упрощает их производство и снижает их себестоимость. Для литых композитов на основе титановых сплавов, армированных волокнами моноборида титана, малоизученным остается возможность повышения их механических свойств при помощи горячей деформации и термической обработки.

Для создания композитов Ti–TiB были выбраны двухфазный титановый сплав BT8 и псевдо- α -сплав BT18Y. Сплавы были выбраны как жаропрочные, обладающие достаточной технологической пластичностью. Бор добавляли в виде аморфного порошка в количестве 1–3 вес. %. Композиты изготавливали литьем с помощью аргоно-дуговой плавки на литейной установке «Buehler». Эксперименты на сжатие проводили в изотермических условиях с помощью испытательной машины Schenck Trebel. Горячую деформацию проводили в изотермических условиях на гидравлическом прессе EU-100. Структуру изучали с помощью оптического (Olympus GX-51) и растрового электронного микроскопа (Mira-3 Tescan). Механические испытания проводили при различных температурах на растяжение, сжатие и высокотемпературную ползучесть. Для сравнения в тех же условиях испытывали также и образцы сплавов BT8 и BT18Y.

В литых композитах на основе BT8 и BT18Y наблюдаются однородно распределенные хаотично направленные волокна TiB длиной. В композитах заэвтектического состава присутствуют крупные волокна первичного моноборида титана длиной до 1 мм. Деформационные эксперименты показали, что при сжатии в изучаемых композитах развиваются два конкурирующих процесса: дробление боридов и их переориентация. С целью получения преимущественной ориентации волокон TiB изучаемые композиты подвергали изотермической протяжке при относительно низких напряжениях течения и невысоких скоростях деформации. По сравнению со сплавами BT8 и BT18Y композиты после протяжки демонстрируют высокие значения прочности без радикального снижения пластичности. Испытания на ползучесть выявили существенно большее сопротивление ползучести композита по сравнению с матричными сплавами. Кривые ползучести, полученные для композита BT8-8 об.% TiB при 550°C и сплава BT8 при 500°C совпали. В работе обсуждаются пути дальнейшего повышения механических свойств изучаемых композитов, получения в них градиентных структур и возможные их области применения.

НОВЫЕ ПОДХОДЫ К ПОЛУЧЕНИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Шикунов С.Л., Ершов А.Е., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, РФ,
shikunov@issp.ac.ru

В ИФТТ РАН разработана оригинальная методика получения композиционных материалов на основе карбидокремниевой керамики, позволяющая получать образцы с различным соотношением фаз SiC–Si–C, в том числе крупногабаритные изделия и детали сложной геометрической формы.

Методика основана на механизме взаимодействия расплава кремния с углеродсодержащей заготовкой определенного состава (углерод, органическая связка) и пористости, в составе которой отсутствует порошок первичного карбида кремния (который является абразивом). Варьируя фракционный состав графитовых порошков, количество связующего и давление прессования углеродных заготовок, после их силицирования можно получать композиционные материалы на основе SiC керамики с различным фазовым составом (рис.1).

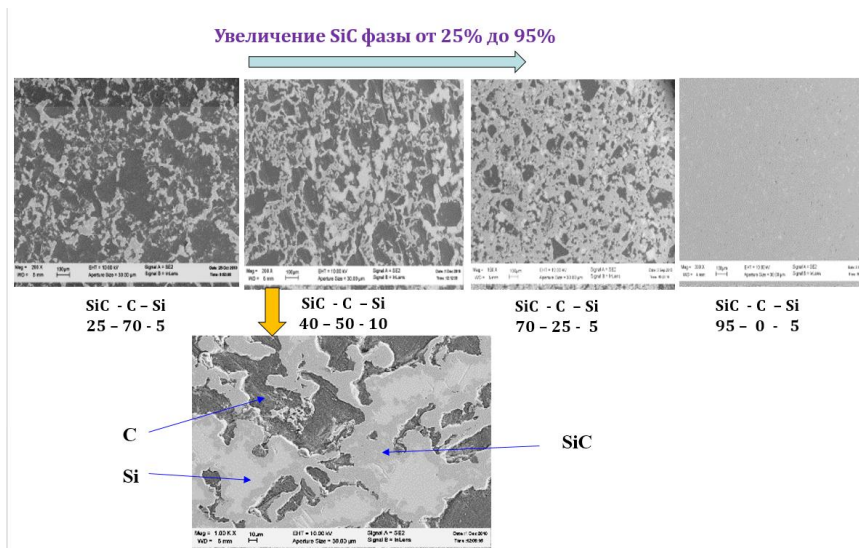


Рис.1.

Исходную углеродную заготовку можно механически обрабатывать всеми доступными для обработки конструкционного графита способами и получать детали сложной геометрической формы. Размеры деталей после силицирования не изменяются и это позволяет исключить или минимизировать финишную механическую обработку керамического материала алмазным инструментом (рис.2).



Рис. 2. Изготовление детали сложной геометрической формы из композиционного SiC материала с защитным SiC покрытием

ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОСТРАНСТВЕННУЮ ЛОКАЛИЗАЦИЮ НЕЛИНЕЙНЫХ ВОЛН, РАСПРОСТРАНЯЮЩИХСЯ В МАТЕРИАЛАХ

Ерофеев В.И., Леонтьева А.В., Мальханов А.О.

*Институт проблем машиностроения РАН,
Нижний Новгород, Россия
erof.vi@yandex.ru*

При воздействии на материал лазерного излучения или потока частиц (например, при ионной имплантации) в нем создаются точечные дефекты (вакансии, межузлия). Прохождение интенсивной продольной акустической волны способствует изменению, в областях растяжения и сжатия, энергии активации образования точечных дефектов, приводя к их пространственному перераспределению. Дефекты, мигрирующие по материалу, рекомбинируют на различного рода центрах. Роль таких центров могут играть дислокации, примеси, внедрения и др.

Задача о распространении акустической волны в материале с дефектами рассматривается как самосогласованная, включающая в себя, наряду с динамическим уравнением теории упругости, кинетическое уравнение для плотности дефектов. При этом кинетическое уравнение записывается в предположении, что основными процессами, определяющими поведение дефектов, являются процессы генерации, рекомбинации и диффузии. На первом этапе исследования объемная взаимная рекомбинация разноименных дефектов не учитывается.

Если полученные уравнения линеаризовать, то в таком приближении можно исследовать дисперсию и затухание акустической волны, обусловленные ее взаимодействием с точечными дефектами. Показано, что дисперсия проявляется при любом типе дефектов, однако, если в материале присутствуют вакансии, то дисперсия является нормальной, при присутствии межузлий – аномальной. Характер затухания при различных параметрах ансамбля дефектов может быть, как экспоненциальным, так и экстремальным.

Нелинейная эволюция волны деформации описывается уравнением Кортвега – де Вриза – Бюргерса. Оно имеет решение в виде локализованной волны (кинка). Такие волны реализуются, как известно, за счет баланса между нелинейностью, дисперсией и диссипацией. Следовательно, наличие точечных дефектов в материале оказывает влияние на процесс локализации распространяющейся в нем волны деформации.

При учете объемной взаимной рекомбинации разноименных дефектов самосогласованная задача, включающая в себя динамическое уравнение теории упругости и кинетическое уравнение для плотности дефектов, будет содержать дополнительные слагаемые, характеризующие скорости рекомбинации дефектов типа “межузлие-вакансия” и типа “вакансия-межузлие”. Более сложный вид будет иметь и нелинейное эволюционное уравнение, решение которого в двух частных случаях найдены и проанализированы. Если в рассматриваемой системе диффузия преобладает над рекомбинацией дефектов, то это уравнение преобразуется в уравнение Кортвега – де Вриза – Бюргерса. Если же, наоборот, в системе рекомбинация дефектов преобладает над диффузионными процессами, то эволюционное уравнение преобразуется в уравнение Клейна – Гордона с квадратичной нелинейностью и диссипативным слагаемым.

ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ОБОРУДОВАНИЕ

Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е., Косинов Д.А.

Сибирский государственный индустриальный университет? Новокузнецк, Россия,
s.nk@mail.ru

Целью работы являлось создание комплектного генератора токовых импульсов на базе современных высоковольтных импульсных конденсаторных сборок и микропроцессорной техники для изучения электростимулированной пластичности.

Исследования воздействия токовых импульсов на металлы, подвергающиеся усталостному нагружению, являются перспективными не только с позиции изменения физико-механических свойств, но и увеличения усталостного ресурса [1]. Для проведения этих исследований создан компактный генератор токовых импульсов. Принцип действия генератора описан в [2].

Ввиду ограничения по току разряда, невозможности регулировать амплитуду и частоту тока была разработана схема модернизации генератора с использованием комплектных конденсаторных сборок. Данный генератор отличается тем, что в его состав входит от двух и более конденсаторов разной емкости, для варьирования собственной частоты. Обратная связь по напряжению зарядки конденсаторов открывает возможность варьировать плотность тока в цепи. Управление данной системой полностью выполнено на отечественной приборной базе [3]. Блок-схема нового генератора токовых импульсов (ГТИ) приведена на рисунке 1.

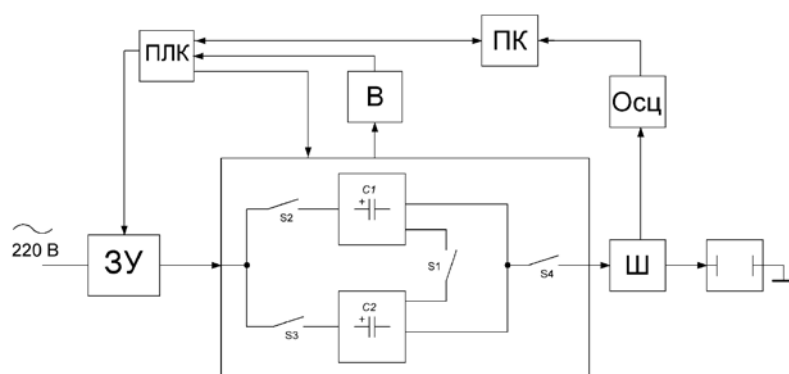


Рис. 1. Блок-схема генератора

разряду достигается однонаправленное движение тока. Универсальность ГТИ достигается тем, что все элементы можно подключать к сети 220 В.

Можно заключить, что новый генератор является мобильным, обеспечивающим возможность транспортировки и установки непосредственно в лабораторных условиях. Параметры регулирования позволяют обеспечить желаемые режимы обработки. Благодаря аperiodическому

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов и докторов наук МК-4166.2015.2, МД-2920.2015.8 и государственного задания № 3.1496.2014/К.

1. О.В. Соснин, Э.В. Козлов, В.Е. Громов. Электростимулированная малоцикловая усталость. – М. : Недра, 2000. – 200 с.
2. Коновалов С.В., Семакин Е.В., Соснин О.В., Громов В.Е. Установка для исследования электростимулированной усталости // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. – 2000. – № 9. – С. 97-100.
3. Гагарин А.Ю., Романов Д.А., Жмакин Ю.Д. и др. Использование микропроцессора ПЛК 110-24.30.К-М для автоматизации электровзрывной установки ЭВУ 60/10 // Промышленная энергетика. – 2014. – № 1. – С. 38-40.

MODEL OF THERMOELASTIC WAVES GENERATION IN WELDING MATERIALS AT ELECTRON BEAM TREATMENT

Kononov S.V., Sarychev V.D., Nevskii S.A., Gromov V.E.

Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

snevskiy@bk.ru

Stress state determines specific character of gradient structure formation under the action of concentrated energy flows of any origin; therefore, a number of various approaches to model these processes mathematically has been developed recently. This approach proceeds from the assumption that waves of stress and quasistatic stress state, caused by dissimilar temperature distribution, are formed in solids under the action of concentrated flows of energy. Analytical methods have been well-developed for the latter approach. Numerical solutions only are available to solve dynamic problems with regard to reflected waves and non-monotonically set temperature on the boundary. An analytical model to solve the dynamic problem of thermal elasticity for one-dimensional finite layer has been elaborated to make up this deficiency; trapezoidal temperature dependence on time is set on one edge of the layer, while on the other edge there is no thermal flow. There are no stresses on the edges of the layer. The set boundary problem is to be solved by Laplace transform and sum up of incident and reflected waves.

Distribution makes it evident that thermoelastic wave is a bipolar one and zones of pressure and extension are located symmetrically. Provided that temperature heating is a non-symmetrical one, zones of pressure and extension will be distributed non-symmetrically too. When the wave approaches the back surface, reflection occurs: the zone of pressure in an incident wave is compensated by the reflected tensile wave; and the stress is equal to zero for the instant of time up to 1.2, if the distance from the back surface doesn't exceed 0.2 (120 μm). As from the instant of time 1.1 the reflected tensile wave is added to the zone of extension in an incident wave, as the consequence, tension gets doubled. Splitting off arises because of such increase of stresses. A detailed investigation of the zone, where splitting off arises, preconditions taking into consideration the period of active tensile stresses and application of the time strength model. Therefore, it is a separate problem to detect the place of splitting off. At the instant of time $\tau = 1.4$ the wave turns completely around and moves to the face, where it is reflected; maximum tensile stresses are recorded at the definite distance (up to 150 μm , approximately). It facilitates, however, strengthening processes, associated with microhardness peak. In experiments microhardness peak occurs at the depth of about 50 - 100 μm from the face of thin plates. As experimental and estimated values agree with each other; the selected model can be considered a constituent one. Hence, bipolarity of the thermoelastic wave is the result of change in heating and cooling modes, according to the solution of decoupled thermoelastic problem and parabolic equation of thermal conductivity for the set triangle temperature profile on the surface. The zones of doubled tension have been revealed at the back surface, as well as those of doubled pressure at the face. The developed stress field facilitates rearrangement of defect structure of material, as the consequence, furthers accelerated mass transfer. This fact can help to account for the fact, why the depth of the strengthened layer is increased more than that of thermal impact.

The research was fulfilled by the grant of Russian Science Foundation (№ project 15-19-00065)

ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ И НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 09Г2С

Костерев В.Б.¹, Громов В.Е.², Иванов Ю.Ф.³, Коновалов С.В.², Чинокалов В.Я.,
Рубанникова Ю.А.²

¹*«Западно-Сибирский металлургический комбинат», Россия,
Vadim.Kosterev@evraz.com*

²*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия,
yufi@mail2000.ru*

Выявление физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационных субструктур (ДСС) в сталях – одна из важных задач физики конденсированного состояния и современного материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий. Экспериментальные исследования структурно – фазовых состояний, формирующихся в сечении изделий в результате термомеханической обработки, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики.

В качестве материала исследования использовали двутавровые балки ДП 155 из стали 09Г2С по ГОСТ 19281. Исследования фазового состава и структуры стали осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг.

Выполненный в работе электронно – микроскопический микродифракционный анализ показал, что высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в стали двухфазной структуры, состоящей из α -фазы (ОЦК твердый раствор на основе железа, феррит) и цементита (карбид железа).

При реализации технологии ускоренного охлаждения двутавровой балки в формировании структуры стали задействованы следующие механизмы $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: 1) механизм диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита (то есть зерен феррита, не содержащих частицы цементита), зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита и зерен перлита; 2) при реализации промежуточного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения формируется бейнитная структура; 3) сдвиговой механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения приводит к формированию мартенситной структуры.

Ускоренное охлаждение балочного профиля из стали 09Г2С обеспечивает уровень механических свойств выше требований класса 345 и приводит к существенному увеличению прочности поверхностного слоя. Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования дефектной субструктуры двутавровой балки. Установлено соответствие дислокационной субструктуры стали и морфологии α -фазы (механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения): в кристаллах мартенсита и «бескарбидного» бейнита преобладающей является сетчатая дислокационная структура с высокой плотностью дислокаций.

Работа выполнена при поддержке гранта "РФФИ Кузбасс" 16-48-420530

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛА НАПЛАВКИ ПРИ ТРЕНИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.

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

В последнее время предложено большое число методов и способов упрочнения поверхности. Среди их многообразия можно выделить различные способы нанесения покрытий, таких как электродуговая наплавка. Эти методы приводят к формированию градиентной структуры и соответственно повышению механических свойств. Изучение структуры наплавленного покрытия на мартенситную сталь показало, что оно является многофазным материалом и представлено зернами твердого раствора на основе α -Fe, субмикро- и наноразмерными частицами вторых фаз на основе железа [1]. По мнению авторов [1], эти фазы отвечают за формирование высоких физико-механических свойств, что подтверждается четырехкратным увеличением микротвердости покрытия по сравнению с подложкой. С другой стороны, помимо упрочнения частицами вторых фаз имеет место механизм Холла-Петча. Таким образом, важным достижением технологии поверхностного упрочнения является создание твердого и изностойкого поверхностного слоя в сочетании с мягкой пластичной матрицей, способной перераспределять внешние напряжения изделий, работающих в тяжелонагруженных условиях и значительно продлевать срок их службы. Однако в некоторых случаях указанная градиентная структура может приводить к разупрочнению и аварийным ситуациям, требующего отдельного детального изучения. Поэтому возникает необходимость разработки теоретических моделей поведения материала с упрочненным слоем при внешних механических воздействиях, но их создание находится в стадии развития.

В настоящей работе предлагается модель, основанная на представлениях о различии модулей упругости упрочненного слоя и подложки [2]. В основу модели положены уравнения теории упругости и условия на границе слоев. Поставленная задача решалась матричным методом. Он заключается в построении матрицы перехода между слоями с различным модулем упругости. Результаты расчетов показывают, что на границе слоев возникают сжимающие напряжения, которые приводят к залечиванию микропор и микротрещин. Это позволяет сделать вывод о том, что увеличение прочности материала наплавки обусловлено не только механизмами Холла-Петча и вторыми фазами, но и наличием сжимающих напряжений на границе «наплавленный слой-подложка».

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-19-00065)

1. Капралов Е. В. Структура и свойства композиционных износостойких наплавов на сталь: монография / Е. В. Капралов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов и др.: Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 109 с.
2. Sarychev V.D., Nevskii S.A., Gromov V.E. The theoretical analysis of stress-strain state of materials with gradient structure // Materials physics and mechanics – 2015. – V. 22. – P. 157 – 169.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Черемушкина Е.В., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия,
snevskiy@bk.ru

На основе представлений о возникновении неустойчивости течения материалов при больших пластических деформациях разработана математическая модель образова-

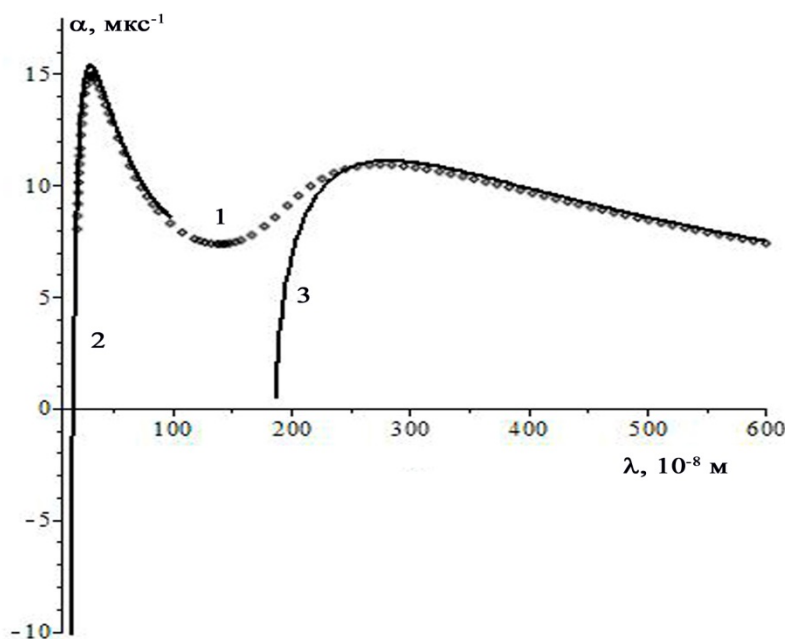


Рис. 2. Зависимости инкремента от волнового числа

ния наноструктурных слоев в процессе трения. Установлена зависимость декремента неустойчивости от длины волны, которая имеет два максимума.

Первый максимум приходится на диапазон длин волн $\sim 100 - 400$ нм, второй на диапазон $\sim 1 - 10$ мкм. Получены аналитические зависимости максимумов декрементов неустойчивости от параметров задачи, которые имеют вид:

$$\bar{k}_{m1} = \frac{9}{16}\mu,$$

$$\bar{k}_{m2} = \frac{2}{3} + \frac{8}{3}\sqrt{\frac{\varepsilon}{3}}$$

где $\bar{k} = \frac{k}{k_0}$, $\varepsilon = \frac{a_0^2}{\alpha_0^2} = \frac{\mu v^2 u_0^2}{(1+\mu)^2} \left(\frac{\rho_1}{\sigma} \right)^2$, $k_0 = \frac{\mu \rho_1 u_0^2}{(1+\mu)\sigma}$, $\mu = \frac{\rho_2}{\rho_1} \coth(kH)$. Для рельсовой стали при значениях $\mu \sim 10$, $u_0 = 30$ м/с, $\sigma_0 = 1,91$ Н/м, $\rho_1 = 7800$ кг/м³ и $v = 3 \cdot 10^{-6}$ м²/с получается $k_{m1} = 1,89 \cdot 10^7$ м⁻¹, $\lambda_{m1} = 332$ нм и $k_{m2} = 2,41 \cdot 10^6$ м⁻¹, $\lambda_{m2} = 2,6$ мкм. Размеры фрагментов в поверхностном слое рельсов при пропущенном тоннаже 500 млн. брутто тонн составляют 250 – 300 нм. Это позволяет сделать вывод о том, что представленная модель адекватно описывает наблюдающиеся закономерности формирования наноструктур. Если увеличить скорость до значений $u_0 > 50$ м/с, то второй максимум не наблюдается, а первый смещается в диапазон длин волн < 100 нм. Подобная ситуация возникает при значениях кинематической вязкости $\sim 10^{-5}$ м²/с.

Таким образом, получен диапазон скоростей и кинематических вязкостей, при котором наблюдаются два максимума декремента.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-12-00010)

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC-Ni НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

¹Романов Д.А., ¹Гончарова Е.Н., ¹Громов В.Е., ^{2,3}Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия

Композиционные материалы системы TiC–Ni обладают высокой износостойкостью. Эти беспористые покрытия были сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН) и модифицированы высокоинтенсивными электронными пучками для снижения шероховатости поверхности, их гомогенизации и наноструктурирования, повышения износостойкости и твердости путем импульсно-периодического переплавления и последующего высокоскоростного охлаждения отводом тепла в объем подложки.

В качестве подложки для ЭВН была использована низкоуглеродистая сталь, которая может применяться для изготовления режущих кромок измельчителей, ножей грануляторов, шестерней др. Для ЭВН использовали электровзрывную установку ЭВУ 60/10 и композиционный электрически взрываеваемый проводник, состоящий из двуслойной никелевой фольги с заключенной в ней навеской порошка TiC. Последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО Института сильноточной электроники СО РАН. Исследование структуры модифицированного материала производили методами растровой электронной микроскопии с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Элементный состав поверхностного слоя анализировали методами рентгеноспектрального микроанализа.

В процессе исследований выявлено формирование покрытия толщиной до 100 мкм с градиентной структурой, в которой выражены три слоя с различной степенью химической травимости. Распределение элементов, как по глубине, так и в вдоль каждого слоя, неоднородно. ЭПО приводит к выглаживанию поверхности облучения и перераспределению элементов вдоль поверхности покрытия. Выявляются области, элементный состав которых близок к составу частиц TiC, области, имеющие дендритную структуру, образованную TiC и Ni, и области с малым содержанием TiC, имеют наноразмерную ячеистую структуру. Увеличение поверхностной плотности энергии от 45 до 55 Дж/см² приводит к более равномерному распределению элементов покрытия вдоль поверхности. По глубине зоны обнаруживаются несколько слоев с различной степенью однородности распределения TiC и Ni. Увеличение поверхностной плотности энергии приводит к уменьшению толщины слоев и увеличению их количества. Глубина зоны ЭПО достигает 30 мкм. При ЭПО с поверхностной плотностью энергии 60 Дж/см², временем воздействия 100 мкс и числе импульсов 10 структура покрытия характеризуется однородным распределением частиц TiC с размерами 0,5...1 мкм в никелевой матрице, а глубина ЭПО достигает 45 мкм. Установлено, что высокие скорости охлаждения, инициированные ЭПО, приводят к формированию структуры субмикро- и наномасштабного уровня, что позволяет прогнозировать высокие прочностные и трибологические свойства модифицированного материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых кандидатов наук МК-4166.2015.2 и докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательских работ. Исследование выполнено в центре «Материаловедение» СибГИУ.

HARDENING OF THE SURFACE LAYERS OF TITANIUM

Bashchenko L. P.¹, Budovskikh E. A.¹, Gromov V. E.¹, Ivanov Yu. F.^{2,3}

¹*Siberian state industrial University, Novokuznetsk, Russia,
luda.baschenko@gmail.com*

²*Institute of High Current Electronics of SB RAS*

³*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia
yufi55@mail.ru*

Surface alloying of metals and alloys using concentrated energy flux (KPI) leads to a significant increase in functional properties: hardness, wear resistance, heat resistance and other benefits.

The purpose of this paper is to identify the characteristics of the formation of structure-phase states after electroexplosive carburization, karboboronizing and subsequent electron-beam treatment surface doping of technically pure titanium VT1-0.

The proposed combined treatment can significantly increase depth of the zone affected by alloying, to reduce the surface roughness, to reduce gradient microhardness depth and internal stresses at the interface with the foundation, to increase the microhardness and wear resistance of the surface by more than 3–5 times, reduce the friction coefficient. Such treatment provides the most complete implementation of all reinforcing mechanisms. By varying the process parameters depending on the specific goals and objectives of hardening, it is possible to obtain an optimal state structure that ensures maximum structural strength due to solid solution strengthening by alloying elements, high density formation of dislocations and ultrafine structure obtained by high cooling rates, as well as the second phase particles.

In the present study microhardness was measured and microscopic study of surface topography was conducted. Structural-phase states of surface titanium layers BT1-0 after EBT surface electroexplosive carburizing was also conducted. After carburizing microhardness has a maximum value 800 HV on the machining surface and decreases monotonically to 180 HV at a depth of about 50 μm . Its increase can be linked primarily with formation of titanium carbide reinforcing particles in the alloying zone. After a maximum of EBT, microhardness is observed not at the surface but at depth of about 20 μm . With this, the value reaches 2500–3000 HV, thus increasing microhardness up to 14 times compared with a microhardness of the foundation of the material. Increasing the pulse duration from 100 to 200 ms results in a slight increase in the microhardness near the surface exposure and forming a second maximum at a depth of 70–80 μm . Such distribution microhardness indicates the intensity of the process of interaction of titanium-carbon not only in EBT remelting zone, but also in the deeper layers, and the effect of mechanical stress by formed layers. After the EBT, the sample surface is shiny and blends in with the area of alloying. On transverse sections, a two-layer structure hardening zone was revealed. Near the surface is a layer thickness about 20 μm , which can be considered a zone of re-melting with EBT. Particles of carbon fibers with the SEM analysis cannot be detected. Below that is a layer containing a large amount of titanium carbide of globular morphology and particles not fully reacted with titanium carbon fibers. Its thickness is 60 μm . The total thickness of the zone of hardening is about 80 μm ; an increase relative to the zone of carburizing zone with EEA by a factor of 1.6. It should be noted that the position of the maxima of the microhardness correlates with the position of the interface of the top layer remelted with EBT, with the underlying area of alloying and alloying zone with the base alloy.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ HARDOX 450 ПРИ НАНЕСЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Кормышев В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Громов В.Е.,
Осинцев К.А., Комиссарова И.А., Мартусевич Е.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
konovserg@gmail.com

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,*
Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Большое количество деталей машин и механизмов выходит из строя в процессе эксплуатации по причине истирания, ударных нагрузок, эрозии и т.д. Одним из перспективных методов упрочнения и восстановления, позволяющим радикально улучшать свойства поверхностей, является наплавка износостойкими покрытиями. Упрочнение методами наплавки оказывается экономически эффективным и позволяет повысить надежность и долговечность деталей в условиях эксплуатации, поскольку ресурс работы деталей определяется долговечностью покрытий. В связи с этим в настоящей работе исследовано влияние наплавки разных составов, нанесённой сварочными методами на трибологические свойства мартенситной стали.

В качестве материала исследования использовали сталь Hardox 450. Основное отличие сталей этой марки от других широко распространенных износостойких сталей – это низкое содержание легирующих элементов. Наплавку осуществляли порошковой проволокой на основе Fe, содержащей 1,4 % C, 1,0 % V, 7,0 % Cr, 8,0 % Nb, 1,2 % W, стойкой к абразивному износу и эрозии в условиях умеренных ударов. Наплавка была проведена в среде защитного газа состава 82 % Ar, 18 % CO₂ при сварочном токе 250–300 А и напряжении на дуге 30–35 В двумя способами – одинарным и двойным (перекрёстным).

Установлено, что микротвёрдость наплавленного слоя одинарной наплавки остаётся неизменной по всей глубине до 4,0 мм. Среднее значение микротвёрдости упрочнённого слоя составляет 11 ГПа, что в 1,8 раза больше микротвёрдости основного материала. Микротвёрдость двойной наплавки несколько выше и составляет максимальное значение 12,5 ГПа в центральной зоне с дальнейшим уменьшением до 7 ГПа в зоне контакта первой и второй наплавки.

Анализируя результаты трибологических испытаний поверхности наплавки, было выявлено, что формирование на поверхности стали Hardox 450 наплавки приводит к увеличению износостойкости более чем в 150 раз для двойной наплавки и в 130 раз для одинарной наплавки.

Значения величины коэффициента трения для стали и наплавки показывают, что коэффициент трения поверхностного слоя наплавки в 2,5 раз меньше для одинарной наплавки и в 1,96 раз – для двойной по сравнению с коэффициентом трения исходной стали. Причем появляется начальная стадия почти линейного роста коэффициента трения с небольшими флуктуациями, выявляется сравнительно протяженная начальная стадия износа с низким и стабильным коэффициентом трения, что указывает на абразивный механизм износа на этой стадии. После окончания начальной стадии, как коэффициент трения, так и амплитуда флуктуаций изменяются по кривой с максимумом с переходом в установившийся режим, где эти характеристики близки к характеристикам подложки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00065).

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ДИБОРИДОМ ТИТАНА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

**Комиссарова И.А., Кобзарева Т.Ю., Коновалов С.В., Косинов Д.А.,
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.***

*Сибирский государственный университет, Новокузнецк, Россия, e-mail:
konovserg@gmail.com*

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

Разрушение конструкций деталей машин и инструмента, как правило, начинается с поверхности, поэтому разработка новых методов упрочнения и защиты именно поверхности, а не всего объема материала, оказывается экономически эффективной. К недостаткам титановых сплавов, широко применяемых в различных отраслях промышленности, следует отнести низкие антифрикционные свойства. Для устранения этого недостатка используют различные методы модификации поверхности (формирование покрытий, поверхностное легирование и механическая обработка и т.д.), а также различные смазки трущихся поверхностей.

Целью настоящих исследований являлось проведение анализа эволюции структуры и свойств поверхностного слоя сплава ВТ6, сформированного в результате электро-взрывного легирования порошками диборида титана и последующего облучения электронным пучком в режиме плавления поверхностного слоя.

Использован сплав титана марки ВТ6. Взрываемым проводником являлась фольга титана массой 248 мг. В область взрыва на титановую фольгу помещали навеску порошка диборида титана TiB_2 (масса навески порошка 250 мг). Для электро-взрывного легирования использовали модифицированную лабораторную электро-взрывную установку типа ЭВУ 60/10 (СибГИУ). Электронно-пучковую обработку проводили на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН). Исследование структуры модифицированного материала осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии.

Электронно-пучковая обработка модифицированного электро-взрывным легированием поверхностного слоя приводит к выглаживанию поверхности легирования и сопровождается формированием многослойной структуры, характеризующейся закономерным изменением концентрации легирующих элементов. Поверхностный слой, сформированный в результате скоростной кристаллизации, имеет столбчатое строение с преимущественной ориентацией столбиков перпендикулярно поверхности образца. Промежуточный слой имеет, в основном, глобулярное строение.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о том, что концентрация легирующего элемента закономерным образом снижается по мере удаления от поверхности легирования. Установлено, что микротвердость сплава ВТ6 до модифицирования составляет ≈ 333 HV; после легирования ≈ 914 HV; после дополнительного облучения электронным пучком (при $E_s=50$ Дж/см²) ≈ 1100 HV, (при $E_s=60$ Дж/см²) ≈ 1430 HV. Поверхностное легирование сплава ВТ6 электро-взрывным методом приводит к увеличению износостойкости в $\approx 14,5$ раз; дополнительное облучение электронным пучком способствует повышению износостойкости более чем в 80 раз (относительно сплава ВТ6 в исходном состоянии). Увеличение износостойкости сопровождается снижением коэффициента трения (при комбинированном методе обработки) более чем в 2 раза.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-32-60048 мол_а_дк), гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

EVOLUTION OF SILUMIN STRUCTURE AFTER ELECTRON BEAM TREATMENT AND HIGH CYCLE FATIGUE

Gromov V.E.¹, Aksenova K.V.¹, Konovalov S.V.¹, Ivanov Yu.F.^{2,3}, Semina O.A.¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,
gromov@physics.sibsiu.ru

² Institute of High-Current Electronics of the SB of the RAS, Tomsk, Russia

³ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

The aim of the research was the analysis of evolution of structure-phase state of silumin surface. The Al–Si alloy (Al–89.77, Si–9.88, Fe–0.35, wt.%) under discussion was subjected to EBT in different regimes and high-cycle fatigue tests up to destruction. Fatigue tests carried out showed that with parameters of irradiation (20 J/cm^2 ; $150 \text{ }\mu\text{s}$; 0.3 s^{-1} ; 1 pulse – regime 1) number of cycles up to destruction was $\approx 1.32 \cdot 10^5$; with (20 J/cm^2 ; $150 \text{ }\mu\text{s}$; 0.3 s^{-1} ; 5 pulses – regime 2) – $\approx 5.74 \cdot 10^5$. The first regime of treatment increases the number of cycles up to destruction to only a small extent, while the second one increases the fatigue resource by 3.5 times (number of cycles up to destruction of the initial material was $1.3 \cdot 10^5$) [1]. The analysis of destruction surface was performed [1]. The suggestion follows from the analysis that the effect is connected to a number of reasons the main of which are formation of submicro- and nanosize structure of surface layer, increase in critical length of crack, decrease in average distance between fatigue striations (cracks for cycle loading).

Melting of surface layer of Al–Si alloy with intensive electron beam and subsequent high speed crystallization (independent of the irradiation regimes used in the work) result in formation of eutectic. Eutectic has a columnar structure. Columnar structure has two-phase composition and is formed by layers of solid solution on aluminium base divided by silicon interlayers. Very often the columnar structure has a cellular structure. The average sizes of cells are 450 nm, transversal sizes of silicon interlayers are 80 nm.

Fatigue tests result in the considerable transformation of high speed crystallization structure. In a comparatively little number of loading cycles ($1.32 \cdot 10^5$) the structure of cellular crystallization is retained however the state of silicon interlayers is modified significantly. First, the transverse sizes of interlayers increase. Second, silicon interlayers broke into separately located particles with sizes within 15–30 nm. Microelectron diffraction patterns obtained from silicon interlayers have a ring structure. This suggests nanostructural state of interlayers, i.e. formation of separately located particles of silicon of nanosize range. In the volume of crystallization cells a dislocation substructure in the form of separately located dislocation is present.

Deformation action taking place in multicycle fatigue results ($5.74 \cdot 10^5$ cycles) in not only nanostructurization of silicon interlayers located along the boundaries of aluminium cells, but to partial or full destruction of cellular crystallization structure as well. Destruction of cellular crystallization structure is accompanied by globularization of silicon particles uniformly located in the volume of grain. Multiplication and movement of dislocations in the process of fatigue tests result in the formation of the developed dislocation (netlike) substructure in grain volume; scalar density of dislocations is $2.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

This work has been supported by a grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists – Doctors of Sciences (project MD-2920.2015.8) and state task № 3.1496.2014/K.

1. Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V., Petrikova E.A., Teresov A.D., Gromov V.E., Konovalov S.V. Fractography of the fatigue fracture surface of silumin irradiated by high-intensity pulsed electron beam // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2015. Vol. 81. No. 012011 (6 p).

GRAIN STRUCTURE FRAGMENTATION OF QUENCHED RAILS

Gromov V.E.¹, Morozov K.V.¹, Yuriev A.B.², Peregudov O.A.¹, Aksenova K.V.¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,

gromov@physics.sibsiu.ru

² OAO EVRAZ Ob'edinnyi Zapadno-Sibirskii Metallurgicheskii Kombinat (EVRAZ ZSMK), Novokuznetsk, Russia

In the present work — a continuation of [1, 2] — the variation in the fragmentation parameters of the grain structure is studied in rails subjected to different types of heat treatment. We investigate rail samples (length 25 m) of different types after quenching in oil at 850°C with subsequent tempering at 460°C (State Standards GOST 51685–2000, 24182–80, and 18267–82) and differentially quenched $\varnothing 76\Phi$ steel DT350 rails (length 100 m).

The rail structure consists of plate pearlite grains and ferrite grains containing cementite particles of different shape (ferrite–carbide mixture) and grains of structure-free ferrite (ferrite grains that do not contain carbide phase, grain-boundary ferrite). The relative content of structural components V(1), V(2), and V(3) in bulk-quenched rails at a distance of 2/10 mm from the surface is as follows (table).

Table. Content of structural components

Rail category	along central axis			toward rounded corner		
	V(1)	V(2)	V(3)	V(1)	V(2)	V(3)
EW	0.72	0.25	0.03	0.83	0.13	0.04
	0.69	0.27	0.04	0.73	0.23	0.04
LT	0.55	0.42	0.03	0.47	0.50	0.03
	0.74	0.21	0.05	0.61	0.36	0.03
H	0.58	0.38	0.04	0.79	0.18	0.03
	0.70	0.24	0.06	0.65	0.30	0.05

Note that component V(1) corresponds to pearlite grains; component V(2) to ferrite–carbide mixture; and V(3) to structure-free ferrite. Category H consists of high-quality rails with a reduced

content of nonmetallic inclusions; category EW consists of rails with elevated wear resistance; and category LT consists of rails that operates reliably at low temperature. The grains of ferrite–carbide mixture are fragmented. In other words, they are divided into regions with slight disorientation. Plate or globular carbide particles lie along the boundaries of the fragments. The particles measure 20–40 nm. The mean size of the fragments is 120 nm. The fragments are separated by small-angle boundaries. The azimuthal component of the fragments' disorientation angle $\Delta\alpha$ varies in the range 5.1–10.0°.

The grains of ferrite–carbide mixture after differential quenching require separate attention: they are characterized by considerable disorientation of the structural elements (fragments) within the grains, as indicated by the quasicircular electron-microdiffraction patterns. For these grains, estimates show that $\Delta\alpha = 13^\circ$. The fragment size for such grains is 50–100 nm; the size of the rounded carbide particles is 10–30 nm. The relative content of such grains is small; it depends on the conditions of differential quenching.

The study was performed by a grant from the Russian Science Foundation (project №15-12-00010).

1. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Volkov K.V., Morozov K.V., Kononov S.V., Alsaraeva K.V. Formation of structure gradients, phase composition and defective substructure in rails at differentiated hardening // Persp. Mater. 2014. no. 3. pp. 40–45.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Morozov K.V., Volkov K.V., Polevoi E.V. Rail differentiated hardening: structure, phase composition and defective substructure of a surface layer // Deform. Fracture Mater. 2014. no. 5. pp. 42–46.

FORMATION OF STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF Ti-Y SURFACE LAYER BY ELECTRO EXPLOSION AND ELECTRON-BEAM TREATMENT

Gromov V.E.¹, Sosnin K.V.¹, Ivanov Yu.F.^{2, 3}, Aksenova K.V.¹

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,

gromov@physics.sibsiu.ru

² Institute of High-Current Electronics of the SB of the RAS, Tomsk, Russia

³ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

The aim of this work is the analysis of structure-phase states and properties of technical pure Ti surface layer subjected to electro-explosive alloying (EEA) by Y and following electron beam treatment (EBT). Technically pure titanium with a grade name VT 1-0 ($F \leq 0.25$ wt. %, $C \leq 0.07$ wt. %, $Si \leq 0.04$ wt. %, $O \leq 0.02$ wt. %, and $H \leq 0.01$ wt. %) is used as a base material. The formation of Ti-Y surface layer is done by two stage processes. The first stage implements EEA. The second stage implements the high intensity pulse electron beam in SOLO-device for high-speed heat treatment of the alloy. It is estimated that for the duration of electron beam acting on metal surface in 50-200 μs the heating and cooling rates at the modified layer are around 10^6 K/s. The irradiation parameters include energy of electrons 18 KeV, energy density of electron beam 20 J/cm², pulse duration 150 μs , number of pulse 3, and pulse repetition frequency 0.3 Hz. After electro explosion, titanium surface is coated with titanium and yttrium elements. There are micro-drops, metal burrs, micro-pores and micro-cracks found on the surface. The X-ray spectrum analysis of the coating reveals the presence of oxygen and carbon besides titanium and yttrium. Application of high intensity EBT to the surface formed by electro explosion alloying causes the surface layer to melt. This treatment smoothens out the surface and eliminates micro-pores. However, the micro-cracks remain. The microstructure of the surface after EBT treatment is demonstrated in Figure 1. Different structures can be detected from the electron microscope image. By the micro X-ray spectrum analysis, it can be found that the chemical composition of the matrix shown in Fig. 1 is mainly yttrium-enriched phase. The large islands with 10-40 μm in dimension are the titanium-enriched phase. There are also some globular inclusions with dimensions between 100 and 300 nm. In the adjacent region between Ti-rich islands and Y-rich matrix the microstructure is lamellar type. Figure 2 demonstrates it with more details. The inter-lamellar space is between 200-300 nm. The micro X-ray diffraction spectrum analysis reveals 85 at.% yttrium and 15 at.% titanium. It should be pointed out that at the equilibrium phase diagram predicted a eutectic composition with 80 at.% yttrium. The properties of the modified surface layer by the combination of EEA and EBT have been tested and the results are compared with that without EEA and EBT treatments. It has been found that the micro-hardness of the surface layer is increased by 3 times, the friction coefficient of the surface decreases by more than 3 times, and the wear rate is reduced by more than 4 times.

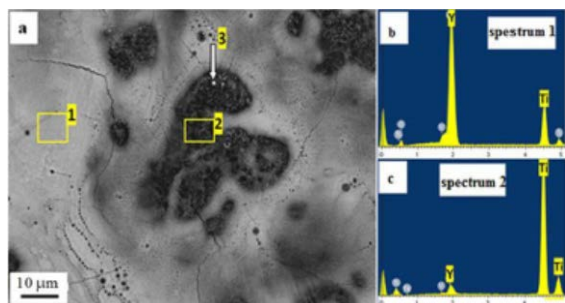


Fig. 1. The SEM image reveals the microstructure of surface layer after EBT (a); (b) and (c) present the micro X-ray diffraction spectrums in the frames indicated in (a)

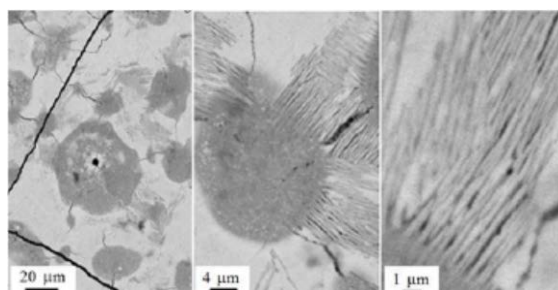


Fig. 2. Lamellar eutectic formed in the adjacent region between Ti-rich and Y-rich zones

This work was financially supported by projects RFFI 3 № 13-08-98084_r-a-siberia, № 13-02-12009 ofi-m and Ministry of Education and Science № 2708 and № 3.1496.2014/K of Russia.

EVOLUTION OF RAILS SURFACE LAYER STRUCTURE IN PROLONGED OPERATION

Gromov V.E.¹, Peregudov O.A.¹, Ivanov Yu.F.^{2,3}, Morozov K.V.¹,
Aksenova K.V.¹, Semina O.A.¹

¹ *Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,*
gromov@physics.sibsiu.ru

² *Institute of High-Current Electronics of the SB of the RAS,*
Tomsk, Russia

³ *National Research Tomsk Polytechnic University,*
Tomsk, Russia

The aim of this study is to make a comparative analysis of deformation transformation of rail surface layer structure, caused by long service life on railways. Rails produced at Joint Stock Company Kuznetsk steel works, the properties and elemental composition of which were regulated by State Standard K 51685-2000 were used as test material. The samples of rail steel were cut from work-pieces in the initial state after bulk oil hardening and high tempering and after service at Sverdlovsk railway (passed tonnage of gross weight 1000 mln. tons). Steel microstructure after etching of metallographic section is a sorbit of hardening with bits of ferrite net. In the region of intensive plastic deformation from the surface the white regions of cold hardening metal not more than 30 μm in thickness were detected. When removing from the surface, the dispersion of pearlite decreases insignificantly, but ferrite fraction increases. The size of real steel grain is independent of distance to the tread contact surface and is assessed in accordance with Russian state Standard 5639-82 largely by 9–10 points.

After operation the steel structure varies significantly in the layer adjacent to the tread contact surface. First, fragmentation of cementite plates of pearlite colonies is detected. Second, cementite plates are cut into separate disorientated particles as indicated by quasicircular arrangement of cementite reflections on microelectron diffraction patterns obtained from these plates. Particle sizes vary within 30–40 nm. Third, cementite particles in the volume of ferrite grains and ferrite plates of pearlite colonies are detected. These factors may indicate to the occurrence of two competitive processes in service. Namely, (1) process of cutting of cementite particles followed by their carrying out into the volume of ferrite grains or plates (in structure of pearlite); (2) process of cutting, the subsequent dissolution of cementite particles, transition of carbon atoms to dislocations (into Cottrell atmosphere), transition of carbon atoms by dislocations into volume of ferrite grains or plates followed by repeat formation of nanosize cementite particles. Structure of rail steel layer located at 2 mm and 10 mm distance from tread contact surface after operation is similar to structure of material volume and steel structure before service. The main morphological type is grains of lamellar pearlite, the grains of structurally free ferrite and grains of ferrite-carbide mixture are present in small quantities. The distinctive feature of material layer located at 2 mm distance from the tread contact surface is a large number of bend extinction contours that gives evidence of the availability of internal stress fields in the given steel layer. It was established as a result of the carried out investigations that stress concentrators in steel under study are interfaces of cementite plates of pearlite grains, interfaces of pearlite grains and ferrite grains. In this case the contour initiates from the interface of plate and/or grains. The sources of stress fields are very often the particles of the second phase located along the boundaries and in volume of grains.

Morphology of bend extinction contours characterizes the gradient of curvature-torsion of material crystal lattice, the value of transverse size of contours – the amplitude of curvature-torsion of crystal lattice. The capacity of bend extinction contour (internal stress fields generated by this contour) is characterized by its transverse size – the less are the transverse sizes of

contour the higher is amplitude of internal stress fields. Using this characteristic it can be notes that stress fields of maximum amplitude are formed by interface particle/matrix.

The study was performed by a grant from the Russian Science Foundation (project №15-12-00010).

ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ БАРЬЕРЫ, ПРЕПЯТСТВУЮЩИЕ ПРОНИКНОВЕНИЮ АТОМА ЛИТИЯ ЧЕРЕЗ СТЕНКУ УГЛЕРОДНОЙ НАНОТРУБКИ

Созыкин С.А., Бескачко В.П.

*Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия,
sozykinsa@susu.ru*

Комплексы углеродных нанотрубок (УНТ) с литием представляют интерес в связи с перспективами использования УНТ в качестве анодов аккумуляторных батарей. Многие свойства таких комплексов удалось установить при помощи компьютерного моделирования. Однако, среди опубликованных в научных изданиях результатов можно встретить противоречивые сведения. В частности, величины энергетического барьера прохождения атома лития через стенку нанотрубки (5,5) по данным работ [1] и [2] отличаются примерно в два раза. Для УНТ разного радиуса и типа электрической проводимости нами были применены три методики моделирования прохождения атома лития через стенку нанотрубки, отличающиеся подходом к «заморозке» координат атомов УНТ. В первом случае фиксировались координаты атомов, находящихся в наиболее удаленной от атома лития половине нанотрубки (в плоскости, перпендикулярной оси). Во втором случае фиксированными считались атомы на диаметрально противоположной литию образующей цилиндрической поверхности УНТ. Третья модель не предполагала релаксации атомной структуры.

Исследовались модели УНТ (5,5), (6,6), (7,7), (8,8), (9,9), (10,0), (11,0) длиной около 1 нм. Расстояние от атома лития до оси нанотрубки варьировалось от нуля до 0,12 нм (несколько больше удвоенного радиуса нанотрубки). При этом в качестве стартовой конфигурации для первого шага использовалась модель свободной недеформированной нанотрубки. Для последующих шагов моделирования исходной была геометрия нанотрубки, полученная для предыдущего размещения атома лития. Расчеты проводились с использованием теории функционала электронной плотности (DFT), реализованной в пакете SIESTA.

Для УНТ (7,7) при использовании первой и второй моделей деформации максимум зависимости энергии системы от положения атома лития смещен по сравнению со случаем «замороженной» нанотрубки в направлении движения атома лития. При этом (за исключением движения атома лития из нанотрубки в первой модели) энергетический барьер выше, чем в случае модели «замороженной» нанотрубки. Это свидетельствует о том, что деформация нанотрубки энергетически выгоднее сближения лития со стенкой нанотрубки. Во второй модели при движении лития внутрь нанотрубки нанотрубка «не пропустила» литий.

1. Meunier V., Kephart J., Roland C., Bernholc J.. Ab Initio Investigations of Lithium Diffusion in Carbon Nanotube Systems // Physical Review Letters, 88 (2002) 075506.
2. Khantha M., Cordero N.A., Alonso J.A., Cawkwell M., Girifalco L.A.. Interaction and concerted diffusion of lithium in a (5,5) carbon nanotube // Physical Review B, 78 (2008) 115430.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В МНОГОФАЗНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ С ЭПФ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Дмитренко Д.В., Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Безмогорычная М.Е.

ФГБОУ ВПО «КубГТУ», г. Краснодар, Россия

ddv-kk@yandex.ru; blednova@mail.ru;

ruspiter5@mail.ru; nafanja_bez@mail.ru

Перспективным способом поверхностного модифицирования (ПМ) изделий машиностроения многокомпонентным материалом с эффектом памяти формы (ЭПФ) и формирования композитных поверхностных слоев различного функционального назначения является высокоскоростное газопламенное напыление (ВГН) механически активированных (МА) порошков в защитной атмосфере (патент № 2502829). В работе приведены результаты исследования гранулометрического состава, фазовых превращений и эволюции структуры в многофазных материалах с ЭПФ Ni-30%at.Ti-20%at.Hf и Ni-33%at.Ti-18%at.Zr на различных этапах процесса (МА).

Фазовый состав и кристаллическую структуру образцов исследовали методом РФА с использованием дифрактометра ДРОН-7. Анализ морфологии и химического состава выполнен на сканирующем электронном микроскопе JSM-7500. МА осуществляли в планетарной шаровой мельнице центробежного типа марки ГЕФЕСТ- 2 (АГО-2У) с водяным охлаждением размольных барабанов. Отбор проб проводили с периодичностью 30 мин.

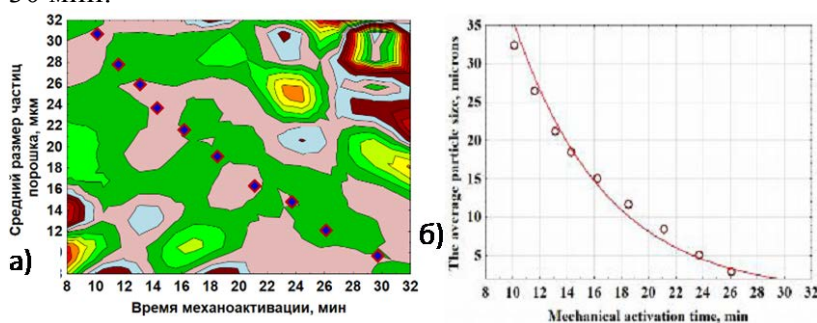


Рис. 1. Влияние времени МА на размер частиц порошка:

а) – TiNiZr; б) – TiNiHf

стиц TiNi и их дробление. После 1÷1,5 ч МА более твердые частицы Hf и Zr продолжают дробление, способствуя интенсивному истиранию частиц TiNi. После 1,5 часа процесса МА наступает стабилизация гранулометрического состава, что свидетельствует о нецелесообразности увеличения длительности процесса МА. В измельченном порошке обнаруживаются как мелкие частицы размером менее 1 мкм (3–5%), так и крупные агломераты из более мелких частиц. Рентгенофазовое исследование порошковых композиций, после длительной МА показало наличие железа и оксидов Fe, Ni, Ti, что подтверждает необходимость ведения процесса защитной среде.

Показана целесообразность совмещения процессов измельчения и МА при подготовке многокомпонентных смесей для ПМ в целях ресурсо- и энергосбережения. Экспериментальные исследования показали, что использование МА позволят создать эффективную технологию подготовки распыляемого материала ВГН, обеспечивающую получение новых многокомпонентных покрытий из материалов с ЭПФ с повышенным комплексом функционально-механических свойств.

Для оценки результата МА изучено влияние ряда факторов: скорости, времени, температуры, соотношения массы шаров и порошка, композиционного состава материала.

Установлено, что вначале процесса МА происходит интенсивная пластическая деформация ча-

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 15-19-00202.

1. Rusinov P.O., Blednova Zh.M. Structural and technological patterns of formation of surface nanostructured layers TiNiZr by high-speed flame spraying. *Advanced Materials and Structural Engineering*, Taylor & Francis Group, London, 2016. pp. 21-24.
2. Безмогорычная М.Е., Дмитренко Д.В., Бледнова Ж.М. Получение тонкодисперсных порошковых материалов в планетарной мельнице. Труды конф. «МИКМУС-2015». М.: Изд. ИМАШ РАН, 2015.- С.369-373.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНОЙ КОМПОЗИЦИИ TiNiZr–cNB–Co, СФОРМИРОВАННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Балаев Э.Ю., Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

*ФГБОУ ВПО «Кубанский государственный технологический университет»,
Россия, г. Краснодар, ruspiter5@mail.ru, blednova@mail.ru*

Целью работы является создание слоистой поверхностной композиции с необходимыми физико-механическими свойствами из многокомпонентного материала с эффектом памяти формы TiNiZr и износостойкого материала cNB–Co.

Для получения необходимого композиционного покрытия с адгезионной прочностью свыше 100 МПа необходимо проведения комплекса технологических операций: это и предварительная подготовка поверхности, которая включает в себя механическую обработку (нарезание рваной резьбы, дробеструйную обработку, обкатку и др.) и химическую обработку: обезжиривание и травление; подготовка порошка, которая включает механоактивацию, сушку порошка в сушильном шкафу в защитной атмосфере и просеивание через набор сит с различным размером ячеек; нанесение покрытия на подложку методом высокоскоростного газопламенного напыления в защитной атмосфере (аргона); и последующую обработку: термическую обработку (ТО) и термомеханическую обработку (ТМО). На стальной (Сталь 45) подложке было нанесено композитное покрытие состоящее из: функционального слоя TiNiZr толщина которого 900-1000 мкм. и прочность сцепления со стальной подложкой свыше 100 МПа; и износостойкого cNB–Co толщина которого 450–500 мкм.

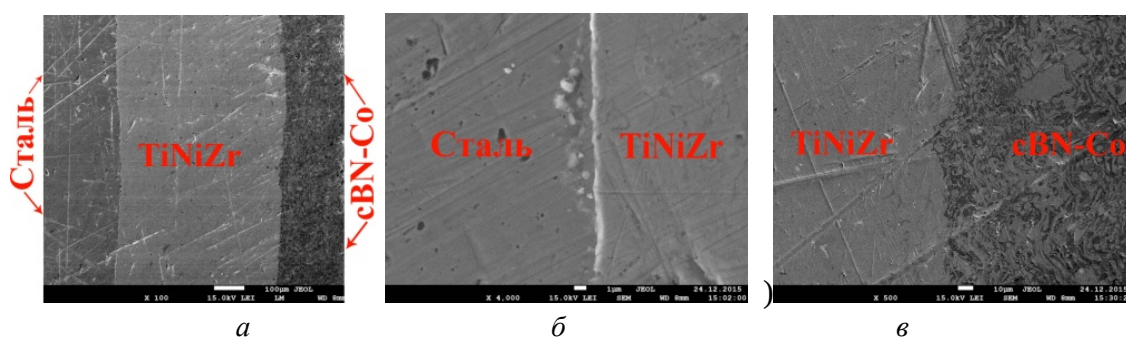


Рис.1. Структура многослойных композитных поверхностных слоев сталь 45–TiNiZr–cNB–Co (а); структура сталь 45–TiNiZr $\times 4000$ (б); структура TiNiZr–cNB–Co (в)

Измерение микротвёрдости проводились на твёрдомере Falcon-500. Микротвердость функционального слоя $Ti_{30}Ni_{50}Hf_{20}$ составляет 7,9–9,3 ГПа в аустенитном состоянии и 2,1–2,9 ГПа в мартенситном состоянии, наружный слой cNB–Co, воспринимающий внешнее воздействие, обладает микротвердостью 17,2-22 ГПа и повышенной износостойкостью.

Образцы с композиционным поверхностным слоем TiNiZr–cNb–Co имеют высокие эксплуатационные свойства в сравнении с материалом подложки (Сталь 45). Высокую адгезионную прочность свыше 100 МПа. Функциональный слой TiNiZr, обладающий высокотемпературным эффектом памяти, при нормальной температуре обладает повышенными релаксационными свойствами и микротвердостью 7,9–9,3 ГПа в аустенитном состоянии и 2,1–2,9 ГПа в мартенситном состоянии. Функциональный слой WC–Mo–Co обладает высокой износостойкостью и микротвердостью 17,2–22 ГПа. Износостойкость образца с композитными слоями повысилась в 5,8 раз в сравнении с исходным материалом Сталь 45, а предел выносливости на 41,7%. Таким образом, полученные композитные покрытия обеспечивают повышенные фрикционно-механические свойства.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (Соглашение № 15-19-00202).

РОЛЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СИЛ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ

Кудинова Н.Р.¹, Полянский А.М.², Полянский В.А.¹, Яковлев Ю.А.¹

¹Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

²ООО «НПК Электронные и Пучковые Технологии», Санкт-Петербург, Россия
ampol@electronbeamtech.com

Предел текучести является одной из самых важных характеристик механической прочности материала. Если напряжения меньше этого предела, в материале запасается потенциальная энергия. При его превышении часть энергии внешних сил превращается в тепловую. На диаграмме напряжение – деформация появляется нелинейный участок при нагружении, а при разгрузке – гистерезис.

Пластическое течение сопровождается целым рядом эффектов, по которым его можно сопоставить с жидким состоянием материала. Происходит изменение кривизны поверхности, перемещение, поворот и уменьшение размеров структурных зерен. Следовательно, как и в жидком состоянии, большую роль должна играть энергия сил поверхностного натяжения. В докладе рассматриваются значения средних удельных энергий процессов упругого и пластического деформирования, плавления и испарения, энергии поверхностного натяжения. Перечисленные параметры позволяют оценить связь межатомного взаимодействия с размерами структуры материала.

Сопоставление удельных энергий позволило получить формулу, связывающую значение модулей упругости материала с его плотностью, составом, теплотой плавления и парообразования. Для большинства металлов, используемых в качестве конструкционных, эта формула позволяет вычислить точные значения модуля Юнга, которые в пределах погрешности измерений совпадают с экспериментальными результатами. Таким образом, упругие деформации непосредственно определяются тепловыми характеристиками материалов. В докладе приводятся результаты сопоставления расчетных и экспериментальных данных.

Проведено сопоставление экспериментальных значений удельных энергий плавления и парообразования со средними значениями энергий максимальной упругой (до предела текучести) и пластической (до разрушения) деформации, определёнными экспериментально. Показано, что для большинства металлов удельная энергия пластического течения на несколько порядков ниже удельной теплоты плавления. Вместе с тем, удельная энергия сил поверхностного натяжения (в некоторых случаях с точностью 1-2%) совпадает с максимальной энергией упругих деформаций. Следовательно, начало пла-

стического течения эквивалентно процессу образования новых свободных поверхностей внутри материала.

Экспериментальные данные мезо и наномеханики позволяют оценить зависимость удельных параметров неупругих (пластических) деформаций от размеров зерна, определяющего структуру материала. Эта зависимость хорошо согласуется с зависимостью удельной энергии сил поверхностного натяжения от размеров зерна. Таким образом, подтверждается гипотеза об основном механизме перехода от упругих деформаций к пластическому течению.

Эта гипотеза позволяет не только расчетным путем определять предел текучести, но и оценивать теоретический предел прочности исходя из размеров зерна и известных экспериментальных данных о коэффициентах поверхностного натяжения. Полученные таким образом значения теоретической прочности, сопоставлены в докладе с данными других авторов.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОИСТОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Al–Cr–Ni, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Арисова В.Н., Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О.

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

Необходимость повышения эксплуатационной надежности и срока службы изделий энергетического машиностроения, работающих в экстремальных условиях - при высоких и сверхвысоких температурах, в агрессивных средах и при эрозионных воздействиях, ставит задачу разработки принципиально новых материалов. Решение этой задачи ведется в двух направлениях - совершенствование имеющихся конструкционных материалов путём их легирования, оптимизации структуры и создания композиций сложного состава и формирование на поверхности материалов функциональных защитных покрытий [1].

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах при температурах до 1200 °С весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля, высокие защитные свойства которых основаны на способности поверхностного слоя этих покрытий окисляться с образованием защитной плёнки на основе оксида алюминия Al_2O_3 . В бинарную систему Al–Ni целесообразно вводить хром в качестве легирующего элемента, так как это снижает необходимую для образования Al_2O_3 концентрацию алюминия, а также способствует образованию дополнительной защитной оксидной пленки Cr_2O_3 .

Целью данной работы явилось исследование жаростойкости покрытия системы Al–Cr–Ni, полученного по комплексной технологии [2], а также трансформации его структуры и фазового состава. Исследования проводили на образцах: подложка из никелевого сплава X20H80 + покрытие (толщиной 50–100 мкм), полученных из сваренных взрывом биметаллических заготовок состава алюминий АД1 + X20H80 (2 + 2 мм) с помощью диффузионного отжига. Температурное воздействие на покрытие осуществлялось нагревом образцов до 1150 °С с выдержкой 1–300 ч.

Установлено, что температурное воздействие на покрытие системы Al–Cr–Ni при 1150 °С в течение 50 ч приводит к трансформации его фазового состава $NiAl_3 + Al(Cr) + Cr(Al) \rightarrow NiAl_3 + Ni_2Al_3 + Cr(Al) \rightarrow Cr(Al) + Ni_5Al_3 + Ni_2Al_3$ за счет снижения содержания алюминия в поверхностном слое и увеличения содержания никеля. При более длитель-

ном воздействии (до 300 ч) концентрации алюминия и хрома, определяющие жаростойкость покрытия за счет образования оксидов, практически не меняются, обеспечивая поддержание его работоспособности.

Сравнительные исследования циклической жаростойкости образцов из сплава Х20Н80 и образцов с интерметаллидным покрытием при температуре 1150 °С показали более низкую потерю массы в слоистом покрытии и, соответственно, его более высокую жаростойкость.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-19-00418)

1. Каблов, Е.Н. Защитные покрытия лопаток турбин ГТД / Е.Н. Каблов, С.А. Мубояджян // Газотурбинные технологии. 2001. №3(12). С. 30-32.
2. Шморгун, В.Г. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.Ол. // Известия вузов. Чёрная металлургия. - 2014. - № 5. - С. 64-65.

Именной указатель

Аббасова С.И.	67	Благовещенский Ю.В.	237
Абрамов В.С.	85	Бледнова Ж.М.	265, 266
Абрамов С.В.	86	Бобров А.А.	238-240
Абрамова О.П.	86	Богданов А.И.	268
Авдеенко А.М.	65	Богданов Е.П.	100
Азимов Р.А.	138, 139	Богомолов Л.М.	63
Акимова О.В.	91	Бойцова М.В.	117
Аккузин С.А.	154	Болдин М.С.	237, 241
Аксенова К.В.	260-263	Борик М.А.	174
Александрова Н.М.	162, 246	Борисенко Д.Н.	52, 53
Алексеева Л.Е.	196	Борисенко Е.Б.	52, 53
Алисин В.В.	174	Борисова Ю.И.	185
Алфёрова Е.А.	71	Борисюк Д.В.	11
Анохин А.А.	132	Ботвина Л.Р.	245
Антанович А.А.	46, 132	Бочкарева А.В.	227, 228
Антонова О.В.	223	Бродова И.Г.	72, 159
Анчаров А.И.	223	Брусенцева Т.А.	144
Аргинбаева Э.Г.	94	Будовских Е.А.	204, 257
Арисова В.Н.	268	Букетова Н.Н.	58
Асеев М.А.	186, 187	Булышко Д.Ю.	95
Астафурова Е.Г.	142, 178, 179	Буржанов А.А.	196
Астафьев В.И.	121	Бутусова Е.Н.	236
Ахунова А.Х.	94, 120, 182, 183, 229	Бучельников В.Д.	127, 151, 156, 205
Бабищ Н.В.	58	Бычков А.А.	208
Багмутов В.П.	100	Валеев И.Ш.	120
Бадиков К.А.	60	Валеева А.Х.	120
Баимова Ю.А.	198, 210	Валитов В.А.	229
Байрамов А.А.	69	Васенина Е.М.	192
Балаев Э.Ю.	266	Василенко О.Н.	225
Банников М.В.	10	Васильев Е.В.	15
Баранникова С.А.	227, 228	Васильева Е.С.	114
Барахтин Б.К.	134	Велигжанин А.А.	91
Батомункуев А.Ю.	70	Великоднев В.Я.	17, 30
Батурич А.А.	133	Веретенникова И.А.	144, 145
Батурич А.А.	35	Вецель С.С.	148
Бахметьев А.М.	236	Видюшенков С.А.	66
Бащенко Л.П.	257	Викарчук А.А.	27, 29, 247
Безбородов В.П.	112, 226	Викторов С.Д.	206
Безмогорычная М.Е.	265	Виноградов А.Ю.	15
Бейгельзимер Я.Е.	211	Виноградова Н.И.	202
Белов В.А.	141	Винокуров В.А.	214
Белов Н.А.	129	Вихирева-Цинаридзе Е.В.	58
Белослудцева Е.С.	89	Вичужанин Д.И.	181, 224
Белоусов А.В.	197	Власов И.В.	201, 214
Белоусов Г.С.	197	Власов Н.М.	235
Беляев Ф.С.	143	Влашевич В.В.	33
Беляков А.Н.	146	Внуков В.И.	16
Березнер А.Д.	116, 118, 212	Волков А.Е.	143, 203
Бескачко В.П.	264	Волков А.Ю.	93
Бесов А.В.	58	Воронова Л.М.	76-78
Бетехтин В.И.	6	Высотина Е.А.	173
Билалов Д.А.	81	Вьюненко Ю.Н.	49, 105

Гаан К.В.	36
Гагарин А.Ю.	251
Гайсин Р.А.	248
Гайсина Э.Р.	248
Галеев Р.М.	135, 136
Галиева Э.В.	94, 229
Гераскин В.И.	55
Гервасьева И.В.	90
Гетманова М.Е.	195, 197
Геттингер М.В.	165
Гладковский С.В.	135, 136
Глезер А.М.	3, 18, 19, 25
Гончарова Е.Н.	256
Гордиенко А.И.	103
Горохов В.А.	50
Гороховский А.В.	161
Горшенков М.В.	96, 97, 207
Грабовецкая Г.П.	95
Гриншпон А.С.	192
Гришков В.Н.	35, 130, 133
Громов В.Е.	204, 251-263
Грызунов А.М.	247
Грызунова Н.Н.	27, 29, 247
Грязнов Е.Ф.	7
Гувалов А.А.	67-69
Гузилова Л.И.	114
Гусаков М.С.	243
Гусева Д.Г.	102
Гуткин М.Ю.	218
Давыдов Д.И.	202
Давыдова Д.В.	216
Данейко О.И.	126
Данилов Д.В.	4
Данюк А.В.	15
Двойников Д.А.	135, 136
Дегтярев М.В.	76-78, 92
Дедов К.В.	186
Дельгадо Рейна С.Ю.	123
Демент Т.В.	217
Денисова А.Г.	29, 247
Деревягина Л.С.	103
Дерюгин Е.Е.	59
Дмитренко Д.В.	265
Дмитриев С.В.	191, 210, 229
Дмитриевский А.А.	102
Добромыслов А.В.	79, 80
Долгов Н.А.	58
Дорогов М.В.	27
Драгошанский Ю.Н.	40, 41
Дробосюк М.О.	205
Дробышевская Т.В.	31, 32
Дроздов А.А.	94
Дубровская А.С.	95
Дударев Е.Ф.	130
Дудко В.А.	185

Думанский С.А.	232
Дунаева Е.Э.	124
Дунсюэ Би	25
Дураков В.Г.	201
Дякина В.П.	36
Евард М.Е.	143, 203
Егорова Л.Ю.	89, 90
Ежов И.В.	202
Елисеев А.А.	157, 158
Елсукова Т.Ф.	11
Ерёмин А.М.	64
Ерофеев В.И.	220, 250
Ершов А.Е.	249
Ершова А.Ю.	57
Ефимов А.Г.	245
Ефремова Н.Ю.	102
Жапова Д.Ю.	35, 133
Жарин А.Л.	189
Железный М.В.	97
Желтякова И.С.	221
Жиалова М.Ю.	94
Жигачев А.О.	102, 117
Жуков О.П.	24
Заболотникова В.И.	87
Завалишин В.А.	80
Загребин М.А.	127, 151, 156
Задорожный В.Ю.	62, 96- 98
Задорожный М.Ю.	62, 96
Зайцев А.А.	243, 244
Зайцев Д.В.	83
Закупин А.С.	63
Занина А.П.	119
Захаров П.В.	64
Зельдович В.И.	36
Землякова Н.В.	175
Зибров И.П.	132, 230
Зиннурова Л.Х.	96
Зуев Л.Б.	227, 228
Зыкова А.П.	38
Иванов А.М.	150
Иванов Ю.Ф.	37, 131, 204, 253, 256- 260, 262, 263
Иванова М.Ю.	88
Ивлева Л.И.	124
Изотов В.И.	195
Ильичев М.В.	218
Илюхин Д.С.	195
Иляхинский А.В.	220, 242
Имаев В.М.	248
Имаев М.Ф.	170
Индейцев Д.А.	231
Исаева Н.В.	237
Исакаев Э.Х.	218

Кадашевич Ю.И.	171
Кадомцев А.Г.	6
Казаков Д.А.	50
Казанцев В.А.	89
Казанцева Н.В.	45, 202
Казарина С.А.	232-234
Казаченок М.С.	168, 169
Калашникова Т.А.	157, 158
Калошкин С.Д.	62, 96, 98
Канубриков И.А.	60
Капустин С.А.	50
Карпинский Д.Н.	208
Карпов М.И.	5, 12, 16
Карьев Л.Г.	119
Касимцев А.В.	243
Качмарек Л.	159
Кашин О.А.	125, 128, 130
Кетов С.В.	207
Кибиткин В.В.	111, 112
Кийко В.М.	74
Кириков С.В.	215
Киселева С.Ф.	21
Китлер В.Д.	199
Ключникова М.А.	156
Клямкин С.Н.	62
Кобзарева Т.Ю.	204, 259
Ковалевская Т.А.	126
Кодесс Б.Н.	25, 26
Козельская А.И.	168, 169
Козлов Е.А.	9, 21-23, 79
Козлова Н.А.	236, 238
Козлова Н.Н.	187
Колесников Н.Н.	52, 53
Колесников С.А.	46
Колмакова Т.В.	82
Колосов А.Ю.	106
Колубаев Е.А.	157
Комаров П.В.	106
Комиссарова И.А.	258, 259
Коммель И.Л.	26
Кондратьев Н.С.	110
Конева Н.А.	9, 21-23
Коновалов А.В.	224
Коновалов С.В.	251-254, 258-260
Конькова Т.Н.	51
Копылов В.И.	236, 238-240
Коржов В.П.	12, 73, 74
Корзников А.В.	51, 135, 136
Корзникова Г.Ф.	51
Корзникова Е.А.	147, 149, 191
Кормышев В.Е.	258
Коробенков М.В.	167
Косинов Д.А.	251, 259
Костерев В.Б.	253
Костин В.Н.	225
Костин С.К.	160

Костина А.Е.	92, 93
Кочанов А.Н.	176, 206
Кочанов В.А.	238
Кравченко Д.А.	178, 179
Красильников В.В.	47
Красноперова Ю.Г.	92
Круковский К.В.	125, 128
Крысько А.В.	148, 163
Крысько В.А.	148, 163
Крысько В.А.-мл.	166
Кудинова Н.Р.	267
Кудря А.В.	20
Кудрявцев А.С.	134
Кудряшов А.Н.	125
Кузнецов П.М.	117
Кузьмичева Г.М.	124
Кулаева Н.А.	126
Кулебякин А.В.	174
Курзина И.А.	38, 216, 217
Курлов В.Н.	249
Кустов А.И.	108, 109
Кустов С.Б.	137
Лампси Б.Б.	177
Левашов Е.А.	243, 244
Левин В.П.	245
Леготин Е.С.	60
Лемешев Н.М.	199
Леонов В.П.	188
Леонтьева А.В.	250
Леонтьева-Смирнова М.В.	178, 179
Ли Ю.В.	227, 228
Ливанова Н.О.	194
Ливанова О.В.	194
Литовченко И.Ю.	154, 178, 179
Логачев И.А.	243
Логачева А.И.	243
Логинов П.А.	244
Логунов А.В.	4
Ломонова Е.Е.	174
Лопатин Ю.Г.	238-240
Лотков А.И.	35, 125, 128, 130, 133
Лукьянова О.А.	47
Лунев А.Г.	184, 227, 228
Лычагин Д.В.	71
Любимова Ю.В.	137
Майер Г.Г.	142
Макушев С.Ю.	162
Малашенко В.В.	209
Малашенко Т.И.	209
Маликов А.Г.	88
Малинкина Ю.Ю.	188
Мальханов А.О.	250
Мамедова А.А.	68
Маратов А.	244
Мартиросов М.И.	57

Мартусевич Е.В.	258	Оборин В.А.	81
Маслов В.Н.	114	Овечкина Т.А.	29
Матросов Ю.И.	17	Овчаренко В.Е.	37
Медведева Н.И.	84, 99	Овчинников С.В.	172
Медведева Т.М.	28	Огуенко В.Н.	87
Мельников Е.В.	142	Осинцев К.А.	258
Менушенков В.П.	222	Остриков О.М.	31-34
Мерсон Д.Л.	15	Охапкин К.А.	134
Метлов Л.С.	107		
Мигель И.А.	108, 109	Павлов М.Д.	98
Миловзоров Г.С.	62	Пазилова У.А.	164
Милович Ф.О.	174	Панин А.В.	168, 169
Миронов С.Ю.	51	Панин В.Е.	11
Миронов Ю.П.	200	Пантелеев К.В.	189
Миронова Л.И.	101	Пантюхин А.П.	186, 187
Михайлов А.С.	236	Папашвили А.Г.	124
Мичуров Н.С.	180, 181	Папкова И.В.	163
Мишетьян А.Р.	193	Парменова О.Н.	160
Мишин В.М.	56	Пахоменков А.В.	138, 139
Мишин И.П.	214	Пацелов А.М.	223
Мишустин И.В.	233	Перевалова О.Б.	169
Мовчан А.А.	232-234	Перевезенцев В.Н.	215
Морозов К.В.	261, 263	Перегудов О.А.	261, 263
Морозова А.И.	146	Пермякова И.Е.	18
Москаленко В.А.	6	Петрова А.Н.	159
Москвина В.А.	142	Пилюгин В.П.	8, 76, 223
Моховиков А.А.	37	Пинжин Ю.П.	172
Мочалова Ю.А.	231	Пирожникова О.Э.	238-240
Мубассарова В.А.	63	Пискунов А.В.	238-240
Мулюков Р.Р.	170	Плешанов В.С.	111, 112
Мушникова С.Ю.	160	Плохих А.И.	123
Мызина В.А.	174	Плужников С.Н.	115
Мышляев М.М.	51	Плужникова Т.Н.	115, 116, 118, 212
Мясникова М.В.	224	Полехина Н.А.	154, 178, 179
Мясниченко В.С.	106	Половов И.Б.	186
		Полянский А.М.	267
Нагорная Т.Е.	140	Полянский В.А.	267
Надежкин М.В.	184	Помыткин С.П.	171
Назаров К.С.	113	Попкова Ю.Ф.	11
Назарова Т.И.	113	Попов А.А.	54, 237, 241
Наймарк О.Б.	10, 81	Попова М.А.	54
Наими Е.К.	43, 44	Попова Н.А.	21-23, 38, 217
Наркевич Н.А.	199-201, 214	Почивалов Ю.И.	168, 169
Нарыкова М.В.	6	Прекул А.Ф.	84
Наумова Е.А.	129	Приймак Е.Ю.	104
Невский С.А.	252, 254, 255	Прокофьева О.В.	211
Нестеренко Е.С.	28	Прохоров Д.В.	12, 73
Нечайкина Т.А.	61	Пугачева Н.Б.	180, 181
Никитин А.В.	141	Пудов В.И.	40, 41, 225
Никитина Е.А.	220	Пухова И.В.	216
Никитина Е.Н.	131		
Николаев В.И.	114	Рафальский А.И.	28, 222
Никоненко Е.Л.	22, 23	Ржавцев Е.А.	218
Никулин С.А.	61, 87, 141	Рогачев С.О.	61, 87
Новикова О.С.	93	Родионов Д.П.	89, 90
Нохрин А.В.	236-241	Родюшкин В.М.	220, 242
		Рожнов А.Б.	61, 87

Романов А.Е.	27, 114	Соколовский В.В.	127, 151, 152
Романов Д.А.	256	Соловьев А.Н.	165
Романова В.А.	168	Соловьева Ю.В.	165
Россина Н.Г.	54	Солодова И.Л.	223
Ростовцев Р.Н.	25	Солодушкин А.И.	111, 112
Рубанникова Ю.А.	253	Соснин К.В.	262
Рупасов С.И.	244	Старенченко В.А.	165
Русинов П.О.	265, 266	Старенченко С.В.	165
Рыбин В.В.	215	Старостенков М.Д.	64
Рыльцов Д.С.	60	Степанова Е.Н.	95
Рысаева Л.Х.	210	Степанчукова А.В.	104
Савкин А.А.	60	Степашкин А.А.	96
Савкин К.П.	216	Строганова Т.С.	16
Савченко А.Г.	207, 222	Стругова Д.В.	62, 96, 98
Салтыкова О.А.	148	Суаридзе Т.Р.	90
Самойлова О.В.	55	Судаков Д.М.	45
Сандлер Н.Г.	236	Сундеев Р.В.	19, 61
Сараев Ю.Н.	112, 226	Сурикова Н.С.	11, 199-201, 214
Сарычев В.Д.	251, 253, 254, 255	Сысоев А.Н.	238-240
Саунина С.И.	161, 205	Табатчикова Т.И.	123
Сафаров И.М.	135, 136	Табачкова Н.Ю.	174, 236
Сафиуллин А.Р.	182, 183	Талуц Н.И.	79, 80
Сафиуллин Р.В.	153, 182, 183	Таскаев С.В.	205
Сахаров Н.В.	237, 241	Таубе А.О.	268
Свирина Ю.В.	215	Телегина А.В.	82
Сдобняков Н.Ю.	106	Тересов А.Д.	184
Седышев А.И.	192	Терещенко А.Н.	52
Селезнев М.Н.	15	Тимкин В.Н.	35, 133
Селютина Н.С.	122	Тимонина А.В.	52, 53
Селянин И.Е.	84	Тихонова М.С.	185
Семашко Н.А.	245	Ткаченко В.М.	107
Семенычева А.В.	238-240	Толмачев Т.П.	159, 223
Семина О.А.	260, 263	Томчук А.А.	25
Сенаева Е.И.	180	Топчий А.А.	102
Сенникова Л.Ф.	107	Третьяченко Е.В.	161
Сентюрина Ж.А.	243	Трифонов В.Г.	147, 149
Сербин Е.Д.	225	Тришкина Л.И.	9
Сергеев С.Н.	113, 135, 136, 147	Трушин В.Н.	237
Сидоренко Д.А.	244	Тряев П.В.	236
Сизоненко Н.Р.	23	Тюменцев А.Н.	154, 178, 179
Сильченко А.Л.	234	Тютин М.Р.	245
Симанович Н.М.	34	Тюфтяев А.С.	218
Сироткин О.С.	13, 14	Уваров С.В.	81
Сироткин Р.О.	13, 14	Ушаков И.В.	70
Ситников Н.Н.	173	Фазлитдинова А.Г.	161
Слободской Д.А.	138-140	Файзуллин Р.Р.	205
Сметанин С.К.	25, 26	Федоров В.А.	116, 118, 212, 115, 119
Смирнов А.С.	224	Федорченко Д.Г.	121
Смирнов С.В.	84, 144, 145, 224	Федотов А.В.	75
Смирнова Е.О.	84	Федотов Д.Ю.	116, 118
Смирнова Е.С.	237-241	Филиппов А.А.	144
Созыкин С.А.	264	Филиппов В.Г.	30
Соковилов М.А.	81	Филиппов Г.А.	5, 192-196, 218
Соколов Д.Н.	106	Филиппова В.П.	24
Соколова Н.А.	173		
Соколовская Э.А.	20		

Филоненко В.П.	132, 230	Шилько Е.В.	37
Фомин В.М.	144	Шинявский Д.В.	77
Фортуна С.В.	158	Ширинкина И.Г.	72
Фролова Н.Ю.	36	Ширшиков С.О.	207
Хабибуллина И.А.	173	Шиховцов А.А.	56
Хазгалиев Р.Г.	170	Шишулин Д.А.	188
Хазов П.А.	190	Шморгун В.Г.	268
Халевицкий Ю.В.	224	Шмотин Ю.Н.	4
Халикова Г.Р.	147, 149	Шорохов Е.В.	36
Ханжин В.Г.	141	Шотин С.В.	237, 241
Хаткевич В.М.	61	Шулепов И.А.	200
Хейфец А.Э.	36	Щетинин И.В.	91, 97, 222
Хлебникова Ю.В.	89, 90	Юсупов Д.И.	218
Хлусова Е.И.	164	Юхвид В.И.	243
Холодный А.А.	17	Ягафаров Ш.Ш.	161
Хомская И.В.	36	Яковлев А.В.	115, 116, 118, 212
Чашухина Т.И.	76-78	Яковлев А.С.	121
Чевская О.Н.	30, 193	Яковлев Ю.А.	75, 267
Чегуров М.К.	236	Яковлева И.Л.	123
Челяпина О.И.	235	Яковлева Т.В.	166
Чембарисова Р.Г.	155	Япарова Е.Н.	203
Черемушкина Е.В.	255	Ярославцев А.А.	223
Черетаева А.О.	213		
Черкасова Т.В.	9		
Чернов В.М.	178, 179	Dezhin V.V.	39
Чернышев Е.Г.	223	Eckert J.	42
Черняева Е.В.	49	Ezhov I.V.	219
Чинокалов В.Я.	253	Fredriksson G.	219
Чирком А.М.	98	Jun Gong	42
Чувильдеев В.Н.	236-241	Kazantseva N.V.	219
Чудаков Е.В.	188	Krakhmalev P.	219
Чудаков И.Б.	162	Mirzaev D.A.	48
Чудинов В.В.	81	Mirzoev A.A.	48
Чуков Д.Э.	96	Okishev K.Yu.	48
Чумаевский А.В.	157	Pauly S.	42
Чурилов Ю.А.	50	Tang M.Q.	42
Чурюканова М.Н.	96	Tianying Xiong	42
Шабалов И.П.	17, 30, 193	Verkhovyykh A.V.	48
Шаймарданов Р.А.	113, 248	Vinogradova N.I.	219
Шалаева Е.В.	84	Xu Yun Hua	37
Шалимова А.В.	19	Yadroitsev I.	219
Шафеев М.Р.	29	Yu Baohai	37
Швец К.С.	147, 149	Yuriev A.B.	261
Шевакин А.Ф.	186, 187	Zhang H.F.	42
Шевченко С.А.	53	Zhang L.	42
Шеляков А.В.	173	Zhong Lisheng	37
Шикунов С.Л.	249		

Содержание

	Стр.
Глезер А.М. ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ	3
Данилов Д.В., Шмотин Ю.Н., Логунов А.В. ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ С ПОВЫШЕННОЙ СТОЙКОСТЬЮ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ	4
Карпов М. И. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	5
Филиппов Г.А. ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	5
Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Москаленко В.А. ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО КРИОПРОКАТКОЙ	6
Грязнов Е.Ф. ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ РЯДА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	7
Пилюгин В.П. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ТВЁРДЫХ ТЕЛАХ	8
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. ГРАДИЕНТНЫЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СУБСТРУКТУРЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu–Al	9
Банников М.В., Наймарк О.Б. ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА РЕБИНДЕРА В УСЛОВИЯХ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	10
Панин В.Е, Елсукова Т.Ф., Сурикова Н.С., Попкова Ю.Ф., Борисюк Д.В. ВЕДУЩАЯ РОЛЬ ПЛАНАРНОЙ ПОДСИСТЕМЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ИХ ПОЛЗУЧЕСТИ	11
Прохоров Д.В., Карпов М.И., Коржов В.П. ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ СЛОИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИОБИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ	12
Сироткин О.С., Сироткин Р.О. ХИМИЧЕСКАЯ СВЯЗЬ И ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	13
Сироткин Р.О., Сироткин О.С. МНОГОУРОВНЕВАЯ СТРУКТУРНАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ И ВКЛАД ХИМИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ИХ ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	14
Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю, Данюк А.В., Селезнев М.Н., Васильев Е.В. ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ IN-SITU	15
Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ Nb-Si IN-SITU КОМПОЗИТЫ: ПОЛУЧЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	16
Шабалов И.П., Матросов Ю.И., Холодный А.А., Великоднев В.Я. РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ	17

БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА, СТОЙКИХ К РАЗРУШЕНИЮ В H ₂ S-СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ	
Пермякова И.Е., Глезер А.М. закономерности механического поведения и изменения структуры аморфных сплавов при лазерном облучении и кручении под высоким давлением	18
Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В. ОСОБЕННОСТИ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	19
Кудря А.В., Соколовская Э.А. МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ	20
Киселева С.Ф., Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. РОЛЬ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УПРОЧНЕНИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	21
Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А., Никоненко Е.Л. ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	22
Конева Н.А., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Козлов Э.В. ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СУПЕРСПЛАВА Ni–Al–Me ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ	23
Жуков О. П., Филиппова В.П. ОПТИМИЗАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФЕХТОВАЛЬНЫХ КЛИНКОВ	24
Глезер А.М., Ростовцев Р.Н., Томчук А.А., Дунсюэ Би РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВЕ FeNi ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ	25
Сметанин С.К., Кодесс Б.Н. АНИЗОТРОПИЯ МИКРО- И МАКРОСТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С НИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	25
Кодесс Б.Н., Сметанин С.К., Коммель И.Л. МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ОПРЕДЕЛЕНИЙ ХАРАКТЕРИСТИК МИКРО- И МАКРОСТРУКТУРЫ В НАНОФРАГМЕНТИРОВАННЫХ СТАЛЯХ И СПЛАВАХ	26
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Романов А.Е. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ	27
Нестеренко Е.С., Рафальский А.И., Медведева Т.М. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА V-ОБРАЗНОЙ ГИБКИ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК В ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ ШТАМПЕ С УПРУГИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ	28
Шафеев М.Р., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Денисова А.Г., Овечкина Т.А. ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОДЛОЖКИ НА ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ЧАСТИЦ НИКЕЛЯ	29
Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ И ОТПУСКА	30
Дробышевская Т.В., Остриков О.М. НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ, ВЫЗВАННОЕ НАНОДВОЙНИКОВАНИЕМ В НАНОМАТЕРИАЛАХ	31
Дробышевская Т.В., Остриков О.М. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СИСТЕМЫ «ДВОЙНИК И ТРЕЩИНА В ЗЕРНЕ» НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА	32

Влашевич В.В., Остриков О.М. ПОВЕДЕНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В СИСТЕМЕ «МЕХАНИЧЕСКИЙ КЛИНОВИДНЫЙ НАНОДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» ПРИ НОРМАЛЬНОМ ОТРЫВЕ	33
Симанович Н.М., Остриков О.М. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ ПРИ СКРАЙБИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ (111) МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА	34
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н. МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКИ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛЬЦАХ	35
Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Дякина В.П., Гаан К.В. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕДИ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ.	36
Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Шилько Е.В., Моховиков А.А., Yu Baohai, Xu Yun Hua, Zhong Lisheng МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОБЛУЧЕНИИ ИХ ПОВЕРХНОСТИ	37
Зыкова А.П., Попова Н.А., Курзина И.А. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ ВВЕДЕНИИ В РАСПЛАВ TiO_2 , ZrO_2 И КРИОЛИТА	38
Dezhin V.V. ABOUT OSCILLATIONS OF TWO ADJACENT DISLOCATION SEGMENTS IN THE EXTERNAL STRESS FIELD	39
Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. ДОМЕННАЯ СТРУКТУРА И ОПТИМИЗАЦИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ МАГНИТОПРОВОДОВ	40
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗОН ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ ТМО Fe–3%Si СПЛАВОВ	41
Tianying Xiong, Jun Gong THE STUDY OF PHOTOCATALYTIC COATING BY COLD SPRAYING	42
Zhang L., Pauly S., Tang M.Q., Eckert J., Zhang H.F. TWO-PHASE QUASI-EQUILIBRIUM IN β -TYPE Ti-BASED BULK METALLIC GLASS COMPOSITES	42
Наими Е.К. АЛГОРИТМ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ	43
Наими Е.К. УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МОНИТОРИНГ РЕЛАКСАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПОЗИТАХ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	44
Судаков Д. М., Казанцева Н. В. ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ МАКРОДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ ШВОВ, ВЫЯВЛЕННЫХ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ, НА ЗАПАС ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ	45
Антанович А.А., Колесников С.А. РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ КАРБОНИЗАЦИИ	46

Лукьянова О.А., Красильников В.В. СТРУКТУРА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ СВОБОДНЫМ СПЕКАНИЕМ	47
Verkhovyykh A.V., Okishev K.Yu., Mirzoev A.A., Mirzaev D.A. STUDY OF HYDROGEN INTERACTION WITH IMPERFECTIONS OF STRUCTURE IN BCC IRON	48
Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. СВЯЗЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С ПАРАМЕТРАМИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	49
Горохов В.А., Казаков Д.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	50
Корзникова Г.Ф., Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В., Мышляев М.М. ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ОТЖИГЕ КРИОГЕННО ПРОКАТАННОЙ ЛАТУНИ Cu–30Zn.	51
Колесников Н.Н., Борисенко Е.Б., Борисенко Д.Н., Терещенко А.Н., Тимонина А.В. СИНТЕЗ И РОСТ ИЗ РАСПЛАВА КРИСТАЛЛОВ GaSe _{1-x} S _x (x = 0–1). ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА	52
Колесников Н.Н., Борисенко Е.Б., Шевченко С.А., Тимонина А.В., Борисенко Д.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ТЕЛЛУРИДА СВИНЦА	53
Попов А.А., Россина Н.Г., Попова М.А. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМА ВЫДЕЛЕНИЯ α_2 -ФАЗЫ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА	54
Самойлова О.В., Гераскин В.И. ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zr–O	55
Мишин В.М., Шиховцов А.А. МИКРОМЕХАНИКА РАЗРУШЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЁРЕН МАРТЕНСИТОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	56
Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. ПРОВЕДЕНИЕ СТАТИЧЕСКИХ И КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ	57
Долгов Н.А., Букетова Н.Н., Бесов А.В., Вихирева-Цинаридзе Е.В., Бабич Н.В. ВЛИЯНИЕ КРАЕВОГО ЭФФЕКТА НА ВЕЛИЧИНУ РАЗРУШАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВЫЗЫВАЮЩИХ ОТСЛОЕНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ	58
Дерюгин Е.Е. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ	59
Савкин А.А., Бадиков К.А., Канубриков И.А., Рыльцов Д.С., Леготин Е.С. КИНЕТИКА РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ	60
Никулин С.А., Рогачев С.О., Рожнов А.Б., Хаткевич В.М., Нечайкина Т.А., Сундеев Р.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГИБРИДНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	61
Стругова Д.В., Задорожный М.Ю., Клямкин С.Н., Миловзоров Г.С., Калошкин С.Д., За- дорожный В.Ю. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МЕМБРАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ГИДРИДООБРАЗУЮЩИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ И ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ОЧИСТКИ ВОДОРОДА	62

Богомолов Л.М., Закупин А.С., Мубассарова В.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭКЗОГЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ	63
Захаров П.В., Ерёмин А.М., Старостенков М.Д. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВИЖУЩЕГОСЯ ДИСКРЕТНОГО БРИЗЕРА С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРИСТАЛЛЕ СОСТАВА A_3B	64
Авдеенко А.М. ГЕОМЕТРИЗАЦИЯ ТРЕЩИН И ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ	65
Видюшенков С.А. О РАСЧЕТЕ КРУГЛОЙ ПЛАСТИНКИ СТУПЕНЧАТО-ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗРЫВНЫХ ФУНКЦИЙ	66
Гувалов А.А., Аббасова С.И. УЛУЧШЕНИЕ ДЕФОРМАТИВНЫХ СВОЙСТВ БЕТОНА С ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ	67
Гувалов А.А., Мамедова А.А. ПРИМЕНЕНИЕ ТОНКОДИСПЕРСНЫХ МИНЕРАЛЬНЫХ ШЛАМОВ ДЛЯ РЕГУЛИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	68
Гувалов А.А., Байрамов А.А. ПРИМЕНЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ МИНЕРАЛЬНЫХ РЕСУРСОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СТЕНОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	69
Ушаков И.В., Батомункуев А.Ю. МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ТОНКОМ ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ СЕЛЕКТИВНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ	70
Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ СКЛАДЧАТЫХ СТРУКТУР	71
Ширинкина И.Г., Бродова И.Г. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО $Al-Mn$ СПЛАВА ПРИ ОТЖИГЕ	72
Коржов В.П., Прохоров Д.В. МНОГОСЛОЙНАЯ СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ $Nb-Ti$ СПЛАВА С КАРБИДНЫМ И КАРБОСИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТВЕРДОФАЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	73
Коржов В.П., Кийко В.М. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ Ti -СПЛАВА МАТРИЦЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С УПРОЧНЯЮЩИМИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ САПФИРОВЫМИ ВОЛОКНАМИ	74
Яковлев Ю.А., Федотов А.В. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВИБРАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ S355	75
Дегтярев М.В., Пилогин В.П., Воронова Л.М., Чашухина Т.И. ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В НИКЕЛЕ, ДЕФОРМИРОВАННОМ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	76
Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Шинявский Д.В. ВЛИЯНИЕ ТИПА СТРУКТУРЫ НА РОСТ И ОРИЕНТИРОВКУ ЗЕРЕН В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	77
Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чашухина Т.И. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	78

Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Козлов Е.А. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ И ОРИЕНТАЦИИ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ МЕДИ	79
Талуц Н.И., Добромыслов А.В., Завалишин В.А. МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СПЛАВОВ Al-Fe И Zr-Fe ИЗ ЭЛЕМЕНТНЫХ ПОРОШКОВ ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	80
Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ	81
Колмакова Т.В., Телегина А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ШЕЙНОГО ПОЗВОНКА С3	82
Зайцев Д.В. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ДЕНТИНА И ЭМАЛИ	83
Шалаева Е.В., Смирнова Е.О., Смирнов С.В., Медведева Н.И., Прекул А.Ф., Селянин И.Е. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ В РЯДУ ФАЗ Al-Cu-Fe: β -ТВЕРДЫЙ РАСТВОР – АППРОКСИМАНТЫ - ИКОСАЭДРИЧЕСКИЙ КВАЗИКРИСТАЛЛ	84
Абрамов В.С. ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ВО ФРАКТАЛЬНОЙ НАНОСИСТЕМЕ С ПАРАМИ ВИХРЬ-АНТИВИХРЬ	85
Абрамова О.П., Абрамов С.В. ПОЛЕ ДЕФОРМАЦИИ СВЯЗАННОЙ СИСТЕМЫ: КВАНТОВЫЕ ТОЧКИ ВО ФРАКТАЛЬНОЙ НАНОЛОВУШКЕ	86
Никулин С.А., Огуенко В.Н., Рожнов А.Б., Рогачев С.О., Заболотникова В.И. ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ИЗ СТАЛИ 20ГЛ	87
Маликов А.Г., Иванова М.Ю. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ, ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ СКАНДИЙ	88
Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю., Родионов Д.П., Белослудцева Е.С., Казанцев В.А. ТОНКАЯ СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn	89
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю. СОЗДАНИЕ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ МЕДИ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ	90
Акимова О.В., Велигжанин А.А., Щетинин И. В. ТРАНСФОРМАЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Pd-In-Ru В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ПОСЛЕ ГИДРИРОВАНИЯ	91
Костина А.Е., Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ОДНОФАЗНЫХ СПЛАВОВ Ni-Cr _x (x = 2–12.5 АТ.%) ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	92
Костина А.Е., Новикова О.С., Волков А.Ю. РАЗРАБОТКА ТЕРМИЧЕСКИ СТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ОДНОФАЗНЫХ ГЦК СПЛАВОВ Cu-Pd, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬЮ	93

Галиева Э.В., Ахунова А.Х., Дроздов А.А., Аргинбаева Э.Г., Жиалова М.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	94
Степанова Е.Н., Грабовецкая Г.П., Булышко Д.Ю., Дубровская А.С. СТРУКТУРА И ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr-Nb	95
Зиннурова Л.Х., Задорожный В.Ю., Чуков Д.Э., Чурюканова М.Н., Горшенков М.В., Степашкин А.А., Задорожный М.Ю., Калошкин С.Д., Стругова Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА И ПОЛИЭТИЛЕНА	96
Задорожный В.Ю., Щетинин И.В., Железный М.В., Горшенков М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ	97
Павлов М.Д., Задорожный В.Ю., Калошкин С.Д., Чирком А.М., Стругова Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ	98
Медведева Н.И. ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ, ЭЛЕКТРОННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАРБИДНЫХ ПРЕЦИПИТАТОВ И СПЛАВОВ	99
Богданов Е.П., Багмутов В.П. РАЗВИТИЕ СТАТИСТИЧЕСКОГО ПОДХОДА К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ	100
Миронова Л.И. ЗАДАЧА О ПЛАСТИЧЕСКОМ КОЛЬЦЕ В ОДНОМ МЕТОДЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ	101
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Жигачев А.О., Топчий А.А. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМА МЕТАЛЛИЗИРОВАННОЙ ФАЗЫ КРЕМНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИНДЕНТИРОВАНИЯ	102
Деревягина Л.С., Гордиенко А.И. ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ, ОБРАБОТАННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ	103
Степанчукова А.В., Приймак Е.Ю. ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЗАГОТОВОК ЗАРУБЕЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОДВЕРГНУТЫХ КАРБОНИТАЦИИ, ПО КРИТЕРИЮ ПОРОГА ХЛАДНОЛОМКОСТИ	104
Вьюненко Ю.Н. ПОВЫШЕНИЕ СИЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК "МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ" ИЗ СПЛАВА TiNi	105
Колосов А.Ю., Сдобняков Н.Ю., Комаров П.В., Соколов Д.Н., Мясниченко В.С. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ И ФОРМЫ НАНОЧАСТИЦ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОНТАКТА	106
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Метлов Л.С. ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ М0Б	107
Кустов А.И., Мигель И.А. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ И ИХ ВЛИЯНИЯ НА УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА	108

Кустов А.И., Мигель И.А. ПРИНЦИПЫ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И АНАЛИЗ ИХ СВЯЗИ С ОСОБЕННОСТЯМИ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ АМД-МЕТОДАМИ	109
Кондратьев Н.С. МОДЕЛЬ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	110
Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С. НАХОЖДЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОКАЛЬНОГО ПОЛЯ СМЕЩЕНИЙ СДВИГОВОГО ТИПА	111
Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С., Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ И СТАДИЙНОСТИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	112
Назарова Т.И., Назаров К.С., Сергеев С.Н., Шаймарданов Р.А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ДИСПРОЗИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО $\gamma(\text{TiAl})$ СПЛАВА	113
Гузилова Л.И., Маслов В.Н., Васильева Е.С., Николаев В.И., Романов А.Е. НАНОТВЁРДОСТЬ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	114
Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужников С.Н. ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ	115
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	116
Кузнецов П.М., Бойцова М.В., Жигачев А.О. ОСОБЕННОСТИ ТОПОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	117
Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. ПОВЕДЕНИЕ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ	118
Карьев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П. ЛЕГИРОВАНИЕ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ АТОМАМИ МЕТАЛЛА МЕТОДОМ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	119
Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Ахунова А.Х. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ИЗ БАББИТА Б83	120
Астафьев В.И., Федорченко Д.Г., Яковлев А.С. ОСОБЕННОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛА ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ	121
Селютин Н.С. ПОВЕДЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ АРМИРОВАННОГО СТАЛЬНЫМИ ВОЛОКНАМИ БЕТОНА НА ОСНОВЕ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ	122
Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Дельгадо Рейна С.Ю., Плохих А.И. ОБРАЗОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	123
Дунаева Е.Э., Ивлева Л.И., Кузьмичева Г.М., Папашвили А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ SrMoO_4 , ЛЕГИРОВАННЫХ РЗ ИОНАМИ	124
Лотков А.И., Кашин О.А., Кудряшов А.Н., Круковский К.В. ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЙ ИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, МИКРОТВЁРДОСТЬ И АДГЕЗИЮ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ НИКЕЛИДА ТИТАНА	125

Данейко О.И., Кулаева Н.А., Ковалевская Т.А. ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L_{12} НА ЭВОЛЮЦИЮ СОСТАВЛЯЮЩИХ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	126
Бучельников В.Д., Соколовский В.В., Загребин М.А. ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni–Co– Mn–Cr–In	127
Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И. АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ИОННО- МОДИФИЦИРОВАННОМ ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	128
Наумова Е.А., Белов Н.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Ca–Mn	129
Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Лотков А.И., Гришков В.Н. НАКОПЛЕНИЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ ИЗГИБЕ КРУПНОЗЕРНИСТОГО И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$	130
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	131
Филоненко В.П., Зибров И.П., Антанович А.А., Анохин А.А. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КОМПАКТЫ И КОМПОЗИТЫ ИЗ АЛМАЗОПОДОБНОГО НИТРИДА БОРА	132
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ЗЁРЕН НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ПАМЯТЬ ФОРМЫ ПРИ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ БИНАРНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $TiNi$ С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	133
Кудрявцев А.С., Охапкин К.А., Барахтин Б.К. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И АЗОТА НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ МАРКИ 10X18N9	134
Сергеев С.Н., Корзников А.В., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Двойников Д.А. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12ГБА С РАЗНЫМ ТИПОМ УМЗ СТРУКТУРЫ	135
Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Двойников Д.А. ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	136
Любимова Ю.В., Кустов С.Б. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И ОСОБЕННОСТИ МАГНИТНОГО ГИСТЕРЕЗИСА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ДИСПРОЗИИ	137
Азимов Р.А., Пахоменков А.В., Слободской Д.А. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКИЙ РЕСУРС ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ ГТД	138
Пахоменков А.В., Азимов Р.А., Слободской Д.А. РАСЧЕТНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО РЕСУРСА ДИСКОВ ГТД, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ДО И ПОСЛЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН	139
Слободской Д.А., Нагорная Т.Е. РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН НА ТОПЛИВНЫХ ТРУБОПРОВОДАХ АВИАЦИОННОГО	140

ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ И РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО ИХ УСТРАНЕНИЮ	
Никулин С.А., Ханжин В.Г., Белов В.А., Никитин А.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ТЕЛЕЖЕК ГРУЗОВЫХ ВАГОНОВ ПО СИГНАЛАМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ ОБРАБОТКОЙ ДАННЫХ	141
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х18Н9Т, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ПРОКАТКЕ С НАВОДОРОЖИВАНИЕМ, НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	142
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	143
Смирнов С.В., Веретенникова И.А., Фомин В.М., Брусенцева Т.А., Филиппов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ ПРИ РАЗЛИЧНОМ СОДЕРЖАНИИ НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ	144
Веретенникова И.А., Смирнов С.В. ВЛИЯНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПРОКАТКИ ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНОГО ШВА БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	145
Морозова А.И., Беляков А.Н. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ	146
Халикова Г.Р., Швец К.С., Корзникова Е.А., Сергеев С.Н., Трифонов В.Г. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИЦИОННОМ СПЛАВЕ АК12ММгН-18%SiСр ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА	147
Салтыкова О.А., Вецель С.С., Крысько А.В., Крысько В.А. КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ БАЛОК ТИМОШЕНКО С.П. ПРИ ДЕЙСТВИИ УДАРНОЙ, ПЕРЕМЕННОЙ ВО ВРЕМЕНИ НАГРУЗКИ	148
Халикова Г.Р., Швец К.С., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21	149
Иванов А.М. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ	150
Загребин М.А., Соколовский В.В., Бучельников В.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ МАГНИТНЫХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Co_2YZ ($Y = Cr, Fe, Mn, Z = Ge, Si$) С ПОМОЩЬЮ ПЕРВОПРИНЦИПНЫХ ВЫЧИСЛЕНИЙ	151
Соколовский В.В. ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОЙ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ СПЛАВОВ Ni–Mn–Ga С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	152
Сафиуллин Р.В. РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ	153
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	154

Чембарисова Р.Г. МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ Cu ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	155
Ключникова М.А., Бучельников В.Д., Загребин М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА Fe_2MnAl ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ	156
Калашникова Т.А., Чумаевский А.В., Елисеев А.А., Колубаев Е.А. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА 1570С ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ	157
Елисеев А.А., Фортуна С.В., Калашникова Т.А. ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО СВЕРЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т	158
Петрова А. Н., Бродова И.Г., Качмарек Л., Толмачев Т. П. СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА А2024 ПОСЛЕ ДВУХСТАДИЙНОГО СТАРЕНИЯ И МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	159
Мушникова С.Ю., Парменова О.Н., Костин С.К. ВЗАИМОСВЯЗЬ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НЕРЖАВЕЮЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ В МОРСКИХ УСЛОВИЯХ	160
Саунина С.И., Ягафаров Ш.Ш., Третьяченко Е.В., Гороховский А.В., Фазлитдинова А.Г. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КОМПОЗИЦИОННЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОЛИТИТАНАТА КАЛИЯ, ТЕРМООБРАБОТАННОГО В УСЛОВИЯХ ВАКУУМА	161
Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю. СВОЙСТА ДЕМПИРУЮЩИХ Fe–Al СПЛАВОВ ПРИ РАБОТЕ В УСЛОВИЯХ АСИММЕТРИЧНОГО ВНЕШНЕГО НАГРУЖЕНИЯ	162
Крысько В.А., Папкова И.В., Крысько А.В. ХАОТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ ГИБКОЙ БЕСКОНЕЧНО ДЛИННОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПАНЕЛИ В ТРАНСЗВУКОВОМ ПОТОКЕ ГАЗА	163
Пазилова У.А., Хлусова Е.И. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ МЕТАЛЛА ИМИТИРОВАННОЙ ЗТВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОТПУСКА	164
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Соловьев А. Н. Термоактивационный анализ пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$	165
Яковлева Т.В., Крысько В.А.-мл. КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИНЧАТО-БАЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ, СОСТОЯЩЕЙ ИЗ ДВУХ ПЛАСТИН С ВНУТРЕННИМ ЛОКАЛЬНЫМ РЕБРОМ И ЗАЗОРАМИ МЕЖДУ ЭЛЕМЕНТАМИ.	166
Коробенков М.В. БАЛЛИСТИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ РАЗРУШЕНИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	167
Козельская А.И., Панин А.В., Казаченок М.С., Романова В.А., Почивалов Ю.И. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ОГРУБЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА BT1-0 В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ	168
Казаченок М.С., Панин А.В., Козельская А.И., Перевалова О.Б., Почивалов Ю.И. МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА BT1-0, ПОДВЕРГНУТОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ ОДНООСНОМУ РАСТЯЖЕНИЮ	169

Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. ПРОЧНОСТЬ ДИФфуЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ИЗ СПЛАВА Ni-2%Cr	170
Кадашев И.И., Помыткин С.П. ТРЕХОСНОЕ НАГРУЖЕНИЕ НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РАМКАХ ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ	171
Овчинников С.В., Пинжин Ю.П. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СТОЛБЧАТЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ТЕСТОВ.	172
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Соколова Н.А., Высотина Е.А., Хабибуллина И.А. ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ TiNi- TiCu, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА	173
Кулебякин А.В., Алисин В.В., Борик М.А., Ломонова Е.Е., Миловнич Ф.О., Мызина В.А., Табачкова Н.Ю. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	174
Землякова Н.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПОСЛЕ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	175
Кочанов А.Н. ОБЛИК ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦЕ ГРАНИТА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	176
Лампси Б. Б. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ТОНКОСТЕННОГО СТЕРЖНЯ, СОВЕРШАЮЩЕГО КРУТИЛЬНЫЕ КОЛЕБАНИЯ, С УЧЕТОМ УПРУГОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ И ДЕПЛАНАЦИИ	177
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	178
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР	179
Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Сенаева Е.И. ПРОЧНОСТЬ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 12X18N10T И СПЛАВА ВТ1-0 С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ МЕДНОЙ ВСТАВКОЙ	180
Пугачева Н.Б., Мичуров Н.С., Вичужанин Д.И. ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Al/SiC	181
Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИБКИ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	182
Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	183
Лунев А.Г., Надежкин М.В., Тересов А.Д. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА КИНЕМАТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА	184
Борисова Ю.И., Тихонова М.С., Дудко В.А. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ	185

10X9B2MФБР	
Асеев М.А., Шевакин А.Ф., Пантюхин А.П., Половов И.Б., Дедов К.В. НОВЫЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЙ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ СО СВЕРХНИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА	186
Пантюхин А.П., Шевакин А.Ф., Козлова Н.Н., Асеев М.А. ЖАРОПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Cr-Ni СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ, ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРИМЕНЕНИЯ	187
Леонов В.П., Чудаков Е.В., Малинкина Ю.Ю., Шишулин Д.А. ВЛИЯНИЕ РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЬФА-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ	188
Пантелеев К.В., Жарин А.Л. АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ПО ПЕРИОДИЧЕСКИМ ИЗМЕНЕНИЯМ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА ТРУЩЕЙСЯ ПОВЕРХНОСТИ	189
Хазов П.А. ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЛН В ПОВРЕЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ	190
Дмитриев С. В. РОЛЬ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ФОРМИРОВАНИИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ	191
Дмитриев С.В., Корзникова Е.А. ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В МЕТАЛЛАХ И УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ	191
Гриншпон А.С., Седышев А.И., Васенина Е.М., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ДИСКА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	192
Шабалов И.П., Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	193
Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА НАКОПЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ, ДЕФЕКТОВ ТИПА ТРЕЩИН И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ	194
Изотов В.И., Илюхин Д.С., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СОРБИТ ОТПУСКА НА ПРОЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	195
Буржанов А.А. Алексеева Л.Е. Филиппов Г.А. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ПРЕДЕЛЬНОЙ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ТРИП-СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ	196
Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ РАЗНЫХ КЛАССОВ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	197
Баимова Ю.А. ПРОЧНОСТЬ ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТ: ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И КРАЕВ	198
Наркевич Н.А., Лемешев Н.М., Китлер В.Д., Сурикова Н.С. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ 07X17A0,52Г18	199
Наркевич Н.А., Миронов Ю.П., Сурикова Н.С., Шулепов И.А. ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ	200

Наркевич Н.А., Сурикова Н.С., Власов И.В., Дураков В.Г. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НЕМАГНИТНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ, ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОВКЕ ПОВЕРХНОСТИ	201
Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Ежов И.В., Давыдов Д.И. ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СТРУКТУРЕ ИНТЕРЕМЕТАЛЛИДНОЙ β' (B2)-ФАЗЫ В СИСТЕМЕ Co–Al–Si	202
Волков А.Е., Евард М.Е., Япарова Е.Н. ДЕФОРМАЦИЯ ПОРИСТОГО ОБРАЗЦА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ПОПЕРЕЧНОЙ ОРИЕНТАЦИЕЙ ПОР ОТНОСИТЕЛЬНО ОСИ НАГРУЖЕНИЯ.	203
Кобзарева Т.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Будовских Е.А. МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ КАРБИДОМ БОРА И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	204
Дробосюк М.О., Файзуллин Р.Р., Таскаев С.В., Бучельников В.Д., Саунина С.И. МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni–Mn–Sn, ЛЕГРОВАННЫХ КОБАЛЬТОМ	205
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ГОРНЫХ ПОРОД	206
Ширшиков С.О., Кетов С.В., Горшенков М.В., Савченко А.Г. СТРУКТУРА И ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ТОНКОПЛЁНОЧНЫХ СЛОИСТЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x/\alpha\text{-Fe}$	207
Бычков А.А., Карпинский Д.Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРЫВА МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ В УСЛОВИЯХ АМПЛИТУДНО-МОДУЛИРОВАННОГО РЕЖИМА АТОМНО-СИЛОВОГО МИКРОСКОПА	208
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ	209
Рысаева Л.Х., Баймова Ю.А., Дмитриев С.В. ДИНАМИКА СЛОЕВ В ЛУКОВИЧНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ФУЛЛЕРЕНОВ	210
Бейгельзимер Я.Е., Прокофьева О.В. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ: МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА	211
Фёдоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА	212
Черетаева А.О. ВЫСОКОДИСПЕРСНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИЕ ОСАДКИ ЦИНКА	213
Сурикова Н.С., Винокуров В.А., Мишин И.П., Власов И.В., Наркевич Н.А. МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ	214
Свирин Ю.В., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Кириков С.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ ФРАГМЕНТАЦИИ МЕТАЛЛОВ	215
Курзина И.А., Пухова И.В., Давыдова Д.В., Савкин К.П. ВЛИЯНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ Ag, S И Ag НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИЛАКТИДА И ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА	216

Курзина И.А., Демент Т.В. Попова Н.А. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ 110Г13Л СМЕСЬЮ ОКСИДОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ	217
Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И. ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	218
Гуткин М.Ю., Ржавцев Е.А. ДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ НАКЛОНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ	218
Kazantseva N.V., Krakhmalev P., Fredriksson G., Vinogradova N.I., Yadroitsev I., Ezhov I.V. TWINS IN SLM Ti-4Al-6V ALLOYS	219
Никитина Е.А., Ерофеев В.И., Родюшкин В.М., Иляхинский А.В. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ УПРУГОЙ ВОЛНЫ В ПОВРЕЖДЕННОМ МАТЕРИАЛЕ	220
Желтякова И.С. СТРУКТУРА И КРАТКОВРЕМЕННАЯ ПРОЧНОСТЬ НЕЛЕГИРОВАННОГО И ЛЕГИРОВАННОГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Ti-Al	221
Савченко А.Г., Рафальский А.И., Щетинин И.В., Менушенков В.П. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ Nd ₂ Fe ₁₄ B/ α -Fe, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	222
Толмачев Т.П., Пилогин В.П., Антонова О.В., Анчаров А.И., Пацелов А.М., Чернышев Е.Г., Солодова И.Л., Ярославцев А.А. СТРУКТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМ Au-Co И Cu-Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЕМ МЕТОДАМИ ХОЛОДНОЙ И КРИОГЕННОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	223
Смирнов С.В., Коновалов А.В., Мясникова М.В., Халевицкий Ю.В., Смирнов А.С., Ви- чужанин Д.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА	224
Костин В.Н., Пудов В.И., Сербин Е.Д., Василенко О.Н. МАГНИТОАКУСТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТИ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ И ТЕРМООБРАБОТАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	225
Безбородов В.П., Сараев Ю.Н. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	226
Баранникова С.А., Бочкарева А.В., Ли Ю.В., Лунев А.Г., Зуев Л.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ БИМЕТАЛЛА СТ.3+X18N8	227
Бочкарёва А.В., Баранникова С.А., Лунёв А.Г., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ ВОДОРОДА НА ПАРАМЕТРЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СТАЛИ 40X13	228
Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Галиева Э.В. АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНАХ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ	229

Зибров И.П., Филоненко В.П. СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВОГО КЛАССА МАТЕРИАЛОВ – ТАНТАЛОВЫХ ОКСИДНЫХ БРОНЗ	230
Индейцев Д.А., Мочалова Ю.А. ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ СО СЛОЖНОЙ СТРУКТУРОЙ	231
Мовчан А.А., Думанский С.А., Казарина С.А. СВЯЗНАЯ И ДВАЖДЫ СВЯЗНАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ УСТОЙЧИВОСТИ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	232
Мовчан А.А., Мишустин И.В., Казарина С.А. ВАРИАНТ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	233
Мовчан А.А., Сильченко А.Л., Казарина С.А. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ ПЕРЕКРЕСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	234
Власов Н.М., Челябинка О.И. ПРОЧНОСТНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ	235
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Козлова Н.А., Табачкова Н.Ю., Чегуров М.К., Бутусова Е.Н., Михайлов А.С. ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ КОРРОЗИОННОГО И КОРРОЗИОННО- УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПСЕВДО- АЛЬФА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–Al–V	236
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Сахаров Н.В., Болдин М.С., Иса- ева Н.В., Шотин С.В., Трушин В.Н., Попов А.А., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	237
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Козлова Н.А., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Кочанов В.А., Смирнова Е.С., Бобров А.А., Пирожникова О.Э., Семенычева А.В., Сысоев А.Н. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	238
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Смирнова Е.С., Бобров А.А., Пирожникова О.Э., Семенычева А.В., Сысоев А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК СЕРЕБРА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ	239
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Смирнова Е.С., Бобров А.А., Пирожникова О.Э., Семенычева А.В., Сысоев А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ Cu–Sn	240
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Попов А.А., Шотин С.В., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СПЕКАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	241
Иляхинский А.В., Родюшкин В.М. ИНФОРМАЦИОННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ	242

Сентюрина Ж.А., Зайцев А.А., Левашов Е.А., Гусаков М.С., Логачева А.И., Логачев И.А., Юхвид В.И., Касимцев А.В. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiAl В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ГРАНУЛ	243
Зайцев А.А., Сидоренко Д.А., Логинов П.А., Рупасов С.И., Маратов А., Левашов Е.А. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ И СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ Fe–Ni–Mo	244
Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Левин В.П., Ефимов А.Г., Семашко Н.А. ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ОЦЕНИВАЕМЫХ ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ	245
Александрова Н.М. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНО-НЕПРЕРЫВНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТОЙ СТАЛИ И ЧУГУНА	246
Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ КАТОДА НА СТРУКТУРУ МИКРОКРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА	247
Гайсин Р.А., Имаев В.М., Гайсина Э.Р., Шаймарданов Р.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА IN SITU КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	248
Шикунев С.Л., Ершов А.Е., Курлов В.Н. НОВЫЕ ПОДХОДЫ К ПОЛУЧЕНИЮ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ	249
Ерофеев В.И., Леонтьева А.В., Мальханов А.О. ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОСТРАНСТВЕННУЮ ЛОКАЛИЗАЦИЮ НЕЛИНЕЙНЫХ ВОЛН, РАСПРОСТРАНЯЮЩИХСЯ В МАТЕРИАЛАХ	250
Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е., Косинов Д.А. ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ОБОРУДОВАНИЕ	251
Konovalov S.V., Sarychev V.D., Nevskii S.A., Gromov V.E. MODEL OF THERMOELASTIC WAVES GENERATION IN WELDING MATERIALS AT ELECTRON BEAM TREATMENT	252
Костерев В.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Чинокалов В.Я., Рубанникова Ю.А. ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ И НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 09Г2С	253
Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛА НАПЛАВКИ ПРИ ТРЕНИИ	254
Сарычев В.Д., Невский С.А., Черемушкина Е.В., Громов В.Е. Гидродинамическая модель формирования наноструктур в рельсовой стали при длительной эксплуатации	255
Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРО-ВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Ni НА СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	256
Bashchenko L.P., Budovskikh E.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F. HARDENING OF THE SURFACE LAYERS OF TITANIUM	257
Кормышев В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Осинцев К.А., Комиссарова И.А., Мартусевич Е.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ HARDOX 450 ПРИ НАНЕСЕНИИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ	258

Комиссарова И.А., Кобзарева Т.Ю., Коновалов С.В., Косинов Д.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ДИБОРИДОМ ТИТАНА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	259
Gromov V.E., Aksenova K.V., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Semina O.A. EVOLUTION OF SILUMIN STRUCTURE AFTER ELECTRON BEAM TREATMENT AND HIGH CYCLE FATIGUE	260
Gromov V.E., Morozov K.V., Yuriev A.B., Peregudov O.A., Aksenova K.V. GRAIN STRUCTURE FRAGMENTATION OF QUENCHED RAILS	261
Gromov V.E., Sosnin K.V., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V. FORMATION OF STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF Ti-Y SURFACE LAYER BY ELECTRO EXPLOSION AND ELECTRON-BEAM TREATMENT	262
Gromov V.E., Peregudov O.A., Ivanov Yu.F., Morozov K.V., Aksenova K.V., Semina O.A. EVOLUTION OF RAILS SURFACE LAYER STRUCTURE IN PROLONGED OPERATION	263
Созыкин С.А., Бескачко В.П. ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ БАРЬЕРЫ, ПРЕПЯТСТВУЮЩИЕ ПРОНИКНОВЕНИЮ АТОМА ЛИТИЯ ЧЕРЕЗ СТЕНКУ УГЛЕРОДНОЙ НАНОТРУБКИ	264
Дмитренко Д.В., Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Безмогорычная М.Е ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В МНОГОФАЗНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛАХ С ЭПФ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ	265
Балаев Э.Ю., Русинов П.О., Бледнова Ж.М. СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНОЙ КОМПОЗИЦИИ TiNiZr– cBN–Co, СФОРМИРОВАННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ	266
Кудинова Н.Р., Полянский А.М., Полянский В.А., Яковлев Ю.А. ЭНЕРГИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СИЛ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ С НАНОСТРУКТУРОЙ	267
Арисова В.Н., Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛОИСТОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Al–Cr–Ni, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ	268
Именной указатель	270
Содержание	276

Научное издание

LVII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности».
(Севастополь, 24-27 мая 2016 г.)
Сборник тезисов.

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е.В.Черняевой*