

«ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

V Международная школа с элементами научной школы для молодёжи

топьяттински

YHNBEPCNTET

«МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ, РАЗРУШЕНИЯ И СОПУТСТВУЮЩИХ ЯВЛЕНИЙ»

VI Всероссийская молодёжная научная конференция

(Тольятти, 26 сентября – 1 октября 2011 года)



Министерство образования и науки Российской Федерации

Научный совет РАН по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов

Институт физики металлов УрО РАН

Тольяттинский государственный университет

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина

«ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

V Международная школа с элементами научной школы для молодёжи

«МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ, РАЗРУШЕНИЯ И СОПУТСТВУЮЩИХ ЯВЛЕНИЙ»

VI Всероссийская молодёжная научная конференция

(Тольятти, 26 сентября – 1 октября 2011 года)

Сборник материалов

Тольятти ТГУ 2011

Редакционная коллегия: д.ф.-м.н., профессор А.А. Викарчук, д.ф.-м.н., профессор Д.Л. Мерсон – ответственные редакторы; к.т.н. Е.В. Черняева – ответственный за выпуск сборника.

Ф505 «Физическое материаловедение» : V Международная школа с элементами научной школы для молодежи ; «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» : VI Всероссийская молодежная научная конференция (Тольятти, 26 сентября – 1 октября 2011 года) : сб. материалов / отв. ред. А.А. Викарчук, Д.Л. Мерсон. – Тольятти : ТГУ, 2011. – 252 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленных на V Международную школу «Физическое материаловедение» и VI Всероссийскую молодежную научную конференцию «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов.

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

УДК 539.4:669.017 ББК 30.3

Проведение конференции поддержано ФЩП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» ГК 14.740.12.0172, РФФИ грант № 09-02-06155-г.

Рекомендовано к изданию кафедрой «Материаловедение и механика материалов» физико-технического института Тольяттинского государственного университета.

ISBN 978-5-8259-0617-1

 © Мерсон Д.Л. – научный руководитель школы, 2011
© ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», 2011

ЭФФЕКТИВНЫЕ НАНОКАТАЛИЗАТОРЫ НА ОСНОВЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ

Викарчук А.А., Романов А.Е.*

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия *Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия fti@tltsu.ru

Данная работа посвящена получению из пентагональных частиц меди и исследованию отдельных наносистем с развитой поверхностью и нанопористых материалов, применяемых в качестве катализаторов, мембран и фильтрующего материала. Для получения этих материалов используют в комплексе три метода: моделирование процесса формирования объектов, электроосаждение и термообработка металла.

Среди разнообразных металлических нано- и микрообъектов, используемых в качестве каталитически активных систем, весьма перспективными являются медные икосаэдрические частицы, имеющие шесть осей симметрии пятого порядка. Они содержат дисклинации, двойниковые границы, в них не могут скользить дислокации, они обладают высокой твердостью и прочностью, имеют развитую поверхность и обладают высокой каталитической активностью. Их размеры можно варьировать от десятков нанометров до десятков микрометров, с них можно получать полые микроконтейнеры с наноразмерной оболочкой, создавать пористые материалы.

Основная идея и новизна этой работы состоит в том, что нанопористые материалы (катализаторы, покрытия мембраны) предлагается создавать из икосаэдрических малых частиц (ИМЧ) меди, содержащих уже в исходном состоянии высокоэнергетические дефекты дисклинационного типа. Сами частицы получаются методом электрокристаллизации металла из раствора электролита на металлическую подложку, затем проводится термообработка и, при необходимости, химическое травление. Большая запасенная энергия в ИМЧ способствует образованию в них в процессе отжига и травления нано- и микропор, внутренних полостей, развитию удельной доли поверхности (сотни м²/г), а значит резкому возрастанию каталитической активности.

Катализаторы на основе меди широко применяются в химической, нефтехимической, газоперерабатывающей промышленности. Крайне высока необходимость в высокодисперсных медных катализаторах, используемых для интенсификации различных химических процессов (окисление пропилена в акролеин, этилен гликоля в гликосаль, глубокого окисления углеводородов, синтеза метилформиата, полимеризации ацетилена и др.). Медьсодержащие соединения в ультрадисперсном состоянии в качестве гетерогенных катализаторов с большой площадью удельной поверхности используются в разнообразных технологических процессах. Например, в реакциях смещения водно-газового равновесия, реакциях дегидратации бутанола, окисления монооксида углерода и др.

Катализаторы на основе меди используют в промышленном синтезе метанола, который не только является основой многих технологических процессов, но и рассматривается как экологически чистое топливо для энергетической промышленности. Причем, эти катализаторы в виде наночастиц, микрочастиц с развитой поверхностью и нанопористых покрытий должны быть хорошо закреплены на твердой основе, должны не уноситься потоком технологической жидкости, обеспечивать регенерацию и многократное использование катализатора. В работе детально будет исследован механизм формирования из икосаэдрических частиц нанопористого материала, изучена его структура и физико-химические свойства, разработаны модели формирования новых материалов из пентагональных объектов, выданы рекомендации для разработки технологии получения новых функциональных наноматериалов.

ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ТУННЕЛЬНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, россия Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

Исследована кинетика механического разрушения полимеров (полиэтилентерефталат, полипропилен) в широкой области температур 4,2 –400 К.

Производились измерения разрывного напряжения σ_p образцов при постоянной скорости нагружения (0,06 GPa/s) в зависимости от температуры. В области температуры 200-400 К разрывное напряжение линейно спадало с ростом температуры. В области 0-200 К наклон зависимости $\sigma_p(T)$ снижался до нуля (участок «температурное плато»).

На основе сопоставления экспериментальных данных с результатами расчета туннельного распада нагружаемого квантового осциллятора (Морзе) при различных температурах сделано заключение о возможности проявления механизма туннелирования в элементарных актах кинетики разрушения полимеров.

При самых низких температурах (от 0 до ~ 50 К) происходят туннельные переходы практически только с уровня нулевой энергии.

В области температуры ~ 50-400 К туннельные переходы происходят с тепловых уровней, заселенность которых возрастает с ростом температуры – термостимулированное туннелирование.

Таким образом, термостимулированная кинетика разрушения полимеров, как можно полагать, доминирует в широкой области температур ~ 50-400 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН «Квантовая физика конденсированных сред» (проект 10.20).

ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ (МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ) ДЕФОРМАЦИИ

Глезер А.М.

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

В рамках концепции проявления дополнительных каналов диссипации (ДКД) упругой энергии, подводимой к твердому телу при мегапластической деформации (МПД), теоретически и экспериментально проанализированы основные закономерности структурных и фазовых превращений, протекающих в твердом теле. Показано, что активное участие в качестве ДКД процессов низкотемпературной динамической рекристаллизации, фазовых переходов типа «кристалл \Leftrightarrow аморфное состояние» и тепловых эффектов в условиях недостаточной эффективности дислокационных и дисклинационных мод релаксации способно непротиворечиво объяснить практически все экспериментальные результаты структурных исследований, полученные для очень больших пластических деформаций. Это в частности дает возможность предсказать формирование наноструктурированных состояний различного типа. При обычных (макропластических) деформациях происходит в основном накопление упругой энергии, и лишь на стадии МПД включаются мощные диссипативные процессы, ведущие к ее диссипации.

Показано, что можно физически корректно определить граничную деформационную область, где макропластическая деформация переходит в мегапластическую. При степенях деформации ниже граничного значения вкладом ДКД практически можно пренебречь, и мы находимся в области обычной макродеформации. При значениях выше критического происходит «включение» одного или нескольких дополнительных эффективных каналов диссипации упругой энергии. При высоком барьере Пайерлса кристалла или при низкой температуре в качестве дополнительного канала диссипации выступает деформационный фазовый переход «кристалл аморфное состояние» (аморфизация), и признаком перехода в область МПД может служить появление в кристаллической структуре микрообластей аморфной фазы.

Установлено, что в рамках рассматриваемой модели МПД нет необходимости привлекать гипотезу об «особых» сильно неравновесных границах зерен, как специфических дефектах, ответственных за протекание неравновесных процессов в твердом теле при интенсивном внешнем воздействии. Показано, что в структуре материала, где в качестве ДКД выступает динамическая рекристаллизация, существует два типа границ зерен деформационной и рекристаллизационной природы. При этом существование рекристаллизованных зерен, свободных от дислокаций, обеспечивает более высокую пластичность материалов после МПД.

Подчеркнуто, что деформационное поведение материалов в условиях МПД по своей природе очень близко поведению материала при сверхпластичности. Подобная аналогия может оказаться продуктивной для выяснения природы сверхпластичности. Сделано заключение, что МПД – это явление, протекающее только на поздних стадиях деформации и для его реализации можно использовать любую схему напряженного состояния (например, обычную прокатку) при условии создания высоких гидростатических напряжений.

ИНЖЕНЕРИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е., Блинова Е.Н.

ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия <u>shnadya@yandex.ru</u>

Важным элементом структуры нанокристаллических материалов, определяющим их прочностные свойства, являются границы зерен. Воздействуя на границы зерен, можно управлять физико-механическими характеристиками материалов. Для кристаллических материалов предел текучести σ_t связан с размером зерна *d* соотношением Холла–Петча ($\sigma_t = \sigma_0 + k d^{-1/2}$).

Во многих экспериментальных работах обнаружено, что в нанометровом диапазоне размера зерна наблюдаются отклонения от стандартной зависимости Холла-Петча. Такая аномальная зависимость при d < 15-20 нм является следствием изменения структурного механизма пластического течения – с классического дислокационного механизма на зернограничное микропроскальзывание, которое осуществляется тем легче, чем меньше размер зерен. Наиболее эффективно зернограничное микропроскальзывание реализуется в нанокристаллах, полученных контролируемым отжигом аморфного состояния, когда образуются аморфные зернограничные прослойки. Подобные прослойки рассматриваются как «размытые» границы зерен. Деформация такой структуры осуществляется по аморфным прослойкам путем образования в них локализованных полос сдвига.

Целью данной работы явилась попытка повысить твердость нанокристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в нанометровом диапазоне размера зерна путем инженерии границ зерен: ввведения в границы зерен «полезных» примесей (атомов бора) для торможения зернограничного проскальзывания. Объектами исследования являлись образцы двух исходно аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$, полученных методом спиннингования расплава (ширина лент 5 мм, толщина 20–25 мкм). Аморфно-нанокристаллическое состояние получали путем контролируемого отжига в вакууме ленточных образцов при постоянной температуре в интервале 440–470⁰C в течение от 10 до 60 минут. Измерения механических свойств (твердость HV и приведенный модуль Юнга *E**) проводилось на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D» методом измерительного динамического индентирования.

Сплав Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ кристаллизуется гомогенно с образованием зерен B2-фазы. В сплаве Ti₄₉Ni₂₄Cu₂₄B₃ при кристаллизации бор вытесняется на границы зерен и тормозит процесс роста кристаллов B2-фазы. При исследовании методом ПЭМ по границам зерен наблюдаются наночастицы борида титана.

Установлено, что в сплаве Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при d > 80 нм наблюдается размерная зависимость HV = f(D), аналогичная соотношению Холла-Петча. При d < 60-70 нм обнаружено аномальное снижение значений HV, максимальное значение HV(6,5 ГПа) наблюдается при d = 60 нм. В сплаве Ti₄₉Ni₂₄Cu₂₄B₃ происходит существенное упрочнение материала при размере зерна 20 нм (значение HV достигает 8,5ГПа) по сравнению с аморфным состоянием ($HV = 3,5\Gamma\Pi a$). Нормированная твердость H/E^* составляет 0,111, что соответствует близкому к предельному (теоретическому) значению H/E^* для материала такого структурного типа [1].

Список литературы

1. С.А. Фирстов, Т.Г. Рогуль. Теоретическая прочность и теоретическая твердость, №5, 2011.

МЕХАНИЗМЫ РОСТА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ПОДЛОЖКАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА

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

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия <u>fti@tltsu.ru</u>

В настоящее время известно, что НПК могут быть получены различными способами: вакуумным напылением, химическим восстановлением и осаждением в атмосфере инертного газа. Но каждый из способов имеет свои ограничения и недостатки. Например, при вакуумном напылении и осаждении в атмосфере инертного газа не удается получить НПК в массовом количестве, а химический метод не позволяет получить нитевидные кристаллы с полостью внутри. Выбранный нами метод электроосаждения из раствора электролита обладает сравнительно простой технологией получения НПК, низкой себестоимостью. Он также позволяет управлять, изменяя технологические параметры структурой и размерами кристаллов, самим процессом образования и роста НПК. В частности, этот метод позволяет получить разнообразные формы НПК [1,2], в том числе, нитевидные кристаллы в виде усов (рис. 1 a), пирамид (рис. 1 б) и трубок (рис. 1 s), растущие на дефектах дисклинационного типа.



Рис. 1. Пентагональные медные пирамиды и призмы выросшие в центре пентагонального кристалла (*a*), в вершине трещины (*б*), на стыке зерен (*б*), двойниковой вставке (*г*)

Дефекты дисклинационного типа (ДДТ) в виде: частичных дисклинаций, оборванных сильноразориентированных субграниц, тройных стыков зерен и микротрещин создавались в подложке несколькими способами: путем сильной деформации подложки [3], путем нанесения на подложку из нержавеющей стали ионноплазменного покрытия из нитрид титана, методом электроосаждения меди в условиях способствующих образованию ДДТ (рис. 2).

Особенностью роста пентагональных призм и пирамид (рис. 1 б, в) является то, что они формируются вдоль оси <110> путем нарастания параллельных террас высотой в десятки векторов Бюргерса. Террасы в призме несколько развернуты относительно друг друга, иногда их площадь уменьшается с высотой так, что в конечном итоге образуется пирамида роста (рис. 1 в).

Образование пирамид и призм, имеющих значительные ступени роста (рис. 1), можно рассматривать как случай сходный со спиральным ростом кристалла на винтовой дислокации. Однако спиральный рост осадков на винтовой дислокации и приводит к формированию спиралей моноатомной толщины, а спиральный рост кристаллов на дефектах дисклинационного типа (на сверхдислокациях с вектором Бюргерса в десятки \vec{e}) приводит к формированию ступеней (террас) роста высотой в сотни атомных расстояний (рис. 1 e).

Рост пентагонального кристалла, образовавшегося на стыке зерен, оборванных границах, находящихся в подложке, осуществляется путём нарастания

пентагональных террас высотой в десятки векторов Бюргерса, имеющих общую ось роста в направлении <110> (рис.2 *a*). По нашему мнению, причиной формирования пентагональной формы пирамид является частичная дисклинация мощностью $7^{\circ}20'$ и пять обрывающихся на ней двойниковых границ [2].

Наличие трещины в покрытии также эквивалентно появлению в ее вершине дисклинации с мощным полем упругих напряжений, релаксация которых возможна, в частности, путем формирования в месте обрыва трещины, нитевидного пентагонального кристалла в виде пентагональной пирамиды (рис. 2 в). Берега трещины, как и смещенные друг относительно друга зерна, образуют клиновидную ступеньку, на которой возможен рост нитевидных кристаллов по спиральному механизму с образованием террас.

Образование пентагональных пирамид по спиральному механизму возможно также в центре сравнительно крупного (десятки мкм) пентагонального кристалла сформировавшегося из двумерного кристаллического зародыша (рис. 1 а). Как показано в работах [1, 2, 3] такой кристалл содержит в центре частичную 7^0 -ю дисклинацию и пять обрывающихся на ней двойниковых границ. Причем одна из них наклонена к подложке (110), имеет ростовое происхождение и по контрасту сильно отличается от других, перпендикулярных подложке (рис.2a, б).



Рис. 2. Схема строения крупного пентагонального кристалла с дисклинацией и механизм образования в его центре пирамиды роста

Кристаллографический анализ показывает (рис. 2 δ), что на ростовой оборванной двойниковой границе, типа <110>{111}, образуется ступенька являющаяся местом активного осаждения адатомов в процессе электроосаждения металла (рис. 2 *a*). Четыре перпендикулярных подложке (110) двойниковых границы имеют общую ось зоны <110>, а пятая оборванная ростовая граница наклонена к оси под углом $\Theta = 35^{0}16'$

Процесс заполнения плоскости (110) адатомами, начиная с границы $<110>\{111\}$ (ступеньки) происходит по спирали вокруг оси дисклинации <110>, с учетом энергетического ограничения ($E \sim R^2$) по диаметру. Такой рост приводит к образованию на поверхности нитевидного кристалла фасеток типа (110) и (111), а нарушение технологического режима (не ламинарные потоки, диффузионные ограничения в электролите, колебания плотности тока), способствует образованию террас из фасеток, так вероятно формируются пирамиды (рис. 2 e).

Наконец, спирально-пирамидальный рост НПК может реализоваться на клиновидной вставке в плоском ПК (рис. 2 *г*).

Упругое поле вставки из двойниковых прослоек (рис. 2 *г*), эквивалентно введению отрицательной частичной дисклинации мощностью $\omega_1 = 70, 5^0$, оно компенсирует поле 7-градусной дисклинации находящейся в центре кристалла. В процессе электроосаждения металла на поверхность пентагонального кристалла, при низких перенапряжениях, когда образование двумерных зародышей затруднено, адатомы пристраиваются к ступеньке являющейся активным местом роста, по винтовой линии вокруг оси $[\overline{1} \ \overline{1} \ 0]$, образуя нитевидный кристалл в вершине вставки, т.е. на дисклинации мощностью $\omega_1 = 70, 5^0$ (рис. 2 *б*, *г*). Боковая поверхность такого нитевидного кристалла состоит из фасеток типа (111) и (110) объединенных в террасы высотой в десятки векторов Бюргерса. Когда размер нитевидного кристалла достигнет долей мкм, становится энергетически выгодно преобразование частичной 70⁰ дисклинации, в 7⁰-градусную с 5-ю обрывающимися по ней двойниковыми границами по схеме $E_{70} \rightarrow E_7 + 5\gamma_{111}$ [4] призма при этом приобретает пентагональную огранку (рис. 1 *г*).

Таким образом, рост пентагональных призм и пирамид, состоящих из террас роста имеющих многоатомную толщину и сорганизованными вокруг направления роста <110> происходит по спирально-дисклинационному механизму в местах выхода дефектов дисклинационного типа на поверхность подложки или крупного пентагонального кристалла. Пентагональные пирамиды растут вдоль направления <110>, их рост происходит путем последовательного формирования террас, параллельных подложке. Координированность нарастания террас говорит о внутренней согласованности в отложении слоев и наличии генетической причины такого роста. Этой причиной, по нашему мнению, является частичная семиградусная дисклинация.

Список литературы

- 1. Викарчук А. А., Воленко А. П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. 2005. Том 47, вып. 2. С. 339 344.
- А. А. Викарчук, И. С. Ясников Структурообразование в наночастицах и микрокристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации ГЦКметаллов // Издательство Тольяттинского государственного университета. – Тольятти, 2006. – 208 с. - ISBN 5-8259-0305-4.
- 3. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., Металлургия, 1986, 224с.
- 4. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах Л.: Изд-во Наука, 1986. 224с.
- V. G. Gryaznov, A. M. Kaprelov, A. E. Romanov, I. A. Polonskii Channels of Relaxation of Elastic Stresses in Pentagonal Nanoparticles // Physica Status Solidi b – 1991. – Vol. 167. – P. 441 – 450.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В., Усеинов С.С.*

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, <u>sundeev55@yandex.ru</u> *ТИСНУМ, Троицк, <u>serus@bk.ru</u>

Целью данной работы являлось изучение эволюция структуры легко аморфизирующегося массивного металлического стекла Zr₅₀Ni₁₈Ti₁₇Cu₁₅ при варьировании величины мегапластической деформации (МПД). Сплав получали в виде ленты толщиной 70 мкм и шириной 8 мм. Мегапластическую деформацию проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении Р=4 ГПа и при комнатной температуре, по 3 образца на каждую точку. Полное число оборотов подвижной наковальни при деформации составляло $n = \frac{1}{4}, \frac{1}{2}, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9$. В отдельных экспериментах гидростатическое сжатие проводили без кручения. Скорость вращения подвижной наковальни составила 1 оборот/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В работе использовался микроскоп JEM-200СХ и FEI Tecnai G2 20F S TWIN при ускоряющим напряжении 160 кВ. Механические свойства фиксировали измерением микротвердости на автоматическом микротвердомере DM-8 при нагрузке 0,2 Н. Среднюю величину микротвердости вычисляли по результатам 20 измерений. Измерялась также нанотвердость на сканирующем нанотвердомере «НаноСкан-3D». Величину электросопротивления определяли 4-х зондовым методом, на стенде для измерения электрофизических свойств. Показано, что после сжатия без сдвига значение микротвердости увеличивается на 1000 МПа, также ведет себя нанотвердость. Удельное электросопротивление при этом резко падает относительно значений в исходном аморфном состоянии. Все это свидетельствует о существенных изменениях в структуре, тем ни менее по данным РСА и ПЭМ структура сплава остается аморфной. Далее, в ходе МПД при n = 1/2 оборота в камере Бриджмена в сплаве с помощью ПЭМ фиксируется выделение нанокристаллических фаз, при этом микротвердость возрастает на 2000 МПа по сравнению с исходным аморфным состоянием. Нанофазы расшифрованы. Дальнейшее увеличение деформации приводит к «растворению» нанофаз, сплав сохраняет аморфное состояние вплоть до деформации n = 9.

Полученные результаты позволяют предположить, что уже при приложении квазигидростатического сжатия без сдвига в камере Бриджмена, в материале возникают условия образования зародышей нанокристаллических фаз (нанокластеров). Как известно, деформация в камере Бриджмена структурно проявляется в виде формирования сильно локализованных полос сдвига, в которых отмечается высокий уровень напряжений, локальное повышение температуры, а также высокая концентрация свободного объема. По-видимому, нанокластеры, попавшие в зону действия полос сдвига, растут и превращаются в нанокристаллы как вследствие повышения в них температуры, так и вследствие увеличения свободного объема в областях деформации и увеличения динамической подвижности атомов.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-02-00607). Отдельные эксперименты проводились на базе Научно-образовательного и инновационного центра «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» (БелГУ) в соответствии с государственным грантом № 14.740.11.0986.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb–Al

Прохоров Д.В., Коржов В.П., Карпов М.И., Колобов Ю.Р.*, Голосов Е.В.*

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл. *Белгородский государственный университет, г. Белгород korzhov@issp.ac.ru

В работе исследовалась возможность получения жаропрочного материала на основе сплавов системы ниобий-алюминий методом порошковой металлургии. Порошковые смеси ниобия с 5,0 и 7,4 масс.%Аl подвергали перемешиванию и, одновременно, размолу в планетарной шаровой мельнице в течение 1, 10 и 20 ч с использованием контейнеров и шаров из нержавеющей стали. Интенсивность размола достигалась завышенным, по сравнению с обычными условиями, отношением массы шаров к массе загружаемых порошковых смесей. Сначала размол проводился «всухую», на заключительной стадии перемешивания-размола – в ацетоне.

В процессе размола методом сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа контролировалась структура и состав смеси. Интенсивность линий алюминия в процессе размола постепенно уменьшалась и после 20-ти часового размола линии алюминия в спектре отсутствовали, что свидетельствовало о полном механическом растворении алюминия в ниобии. Порошок после просушки засыпался в пресс-форму из высокопрочного графита, разравнивался и после прикладывания давление ~15 МПа спекался в вакууме, не превышавшем 10^{-2} мм рт. ст. при температуре 1700°С в течение от 30 до 60 мин. Вес одной порции порошка рассчитывался в предположении, что полученная заготовка будет абсолютно беспористой и её толщина в спечённом состоянии должна быть равной 2 мм. На практике толщина спечённых заготовок диаметром 48 мм была несколько больше.



Рис.1. Микроструктура сплава Nb–7,4 масс.%Al



Рис. 2. Кратковременная прочность при испытаниях на 3-точечный изгиб сплавов Nb–5,0 и 7,4 масс.%Al после спекания при 1700°С в зависимости от температуры испытания

Из представленных данных (рис. 1 и 2) видно, что сплавы представляли собой матрицу из зёрен твёрдого раствора на основе ниобия Nb(Al) и интерметаллического соединения Nb₃Al и расположенных в ней частиц Al₂O₃. Результаты механических испытаний в температурном интервале 1025–1250°C свидетельствовали о достаточно высокой жаропрочности сплавов.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ С МИКРОРАЗМЕРНЫМИ СЛОЯМИ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НИОБИЯ С АЛЮМИНИЕМ И КРЕМНИЕМ

Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Колобов Ю.Р.*, Голосов Е.В.*

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл. *Белгородский государственный университет, г. Белгород korzhov@issp.ac.ru

В предыдущей работе мы продемонстрировали на примере хорошо известной системы Ni–Al возможность получения материала со слоистой структурой, содержащей слои твёрдого раствора Al в никеле и интерметаллида Ni₃Al [1]. В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств многослойных материалов такого же типа на основе систем Nb–Al и Nb–Si.

Материал с интерметаллидом Nb₃Al изготавливался из заготовки, представляющей собой определённым образом собранный пакет чередующихся Nb- и Alфольг с рассчитанным соотношением толщин. Пакет для получения слоистого материала, содержащего химическое соединение ниобия с кремнием, собирался из Nbфольг толщиной 20 мкм с односторонним или двусторонним покрытием из порошка кремния, которое наносилось и использованием суспензии тонкодисперсного Siпорошка в полиэтиленгликоле. Далее пакеты подвергались термической обработке под давлением. Структура композитного пакета Nb/Al, к получению которой следовало стремиться после обработки, должна представлять собой чередование достаточно пластичной фазы твердого раствора Al в Nb и жаропрочной интерметаллидной фазы Nb₃Al.

В готовом виде образцы представляли собой пластины размером около 40×60мм² и толщиной 1,5–2,5 мм, из которых можно было вырезать образцы для электронно-микроскопических и механических испытаний при комнатной и высоких температурах.

На рис. 1 представлена микроструктура поперечного сечения одной из таких пластин вдоль её большого размера. По данным рентгеноспектрального анализа хорошо выраженная слоистая структура (рис. 1*a*) состояла из слоёв интерметаллида Nb₃Al, содержащего ~22,5 ат.%Al.



Рис. 1. Микроструктура многослойного материала, первоначально состоявшего из Nb- и Alфольг после термообработки под давлением при 1700°С в течение 10 мин

Конструкция пакета такова, что каждая «пачка» из 16 Nb₃Al- слоёв оказывалась разделённой слоями твёрдого раствора алюминия в ниобии Nb(Al) с ~11 ат.%Al. На фото с большим увеличением (рис. 16) хорошо видно, что все слои из Nb₃Al разделены тонкими перфорированными, а в отдельном сечении воспринимаемыми как прерывающимися, слоями светлой фазы, которая так же идентифицирована как твёрдый раствор на основе ниобия. В данном конкретном образце иногда обнаруживались прослойки интерметаллического соединения Nb₂Al.



Рис. 2. Микроструктура многослойного материала, первоначально состоявшего из Nb- фольг с покрытием из Si-порошка после термообработки под давлением при 1700°С





Структура одного из многослойных образцов, полученного термообработкой под давлением пакета из Nb-фольг с 2-сторонним кремниевым покрытием (рис. 2), представляет собой набор большого количества слоёв из интерметаллида NbSi₂ толщиной ~40 мкм. Его температура плавления – 1940°С. Число интерметаллидных слоёв равнялось числу Nb-фольг в исходном пакете. В данном случае толщина Si-покрытия была достаточной для получения наиболее кремнийсодержащего интерметаллического соединения. В наших экспериментах также получались образцы и с одним из других интерметаллидов системы Nb-Si – Nb₅Si₃.

Результаты испытаний на 3-точечный изгиб в температурном интервале от 1100 до 1350°С многослойных образцов из интерметаллического соединения Nb₃Al показаны на рис. 3. При комнатной температуре прочность на изгиб составляла 430 МПа. Такой же она оставалась и при 1000°С. А в интервале 1250-1300°С, несмотря на большой разброс, кратковременная прочность могла достигать высоких значений, равных 220-350 МПа.

Выбор оптимальных соотношений между исходными компонентами и режимов изготовления позволяет надеяться и открывает возможности получить жаропрочный материал, способный работать при температурах до 1300-1350°С.

1. Коржов В.П., Карпов М.И., Кийко В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями. // Физика и техника высоких давлений, 2010, т. 20, №4, с. 101-108.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ Nb–Si, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКОЙ

Коржов В.П., Карпов М.И., Семенов В.Н., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Желтякова И.С., Колобов Ю.Р.*, Голосов Е.В.*

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл. *Белгородский государственный университет, г. Белгород korzhov@issp.ac.ru

Сплавы системы Nb–Si в настоящее время рассматриваются как основа для нового поколения жаропрочных материалов для газотурбинных двигателей. По своей структуре диаграмма состояния системы Nb–Si в области концентраций, близких к 6,5 масс.%Si, подобна участку диаграммы состояния Ni–Al при ~13 масс.%Al. Однако, если в этой системе температура плавления эвтектики составляет ~1400°C, то в системе Nb–Si – 1920°C. Это позволяет быть уверенными в том, что ниобийкремниевые сплавы будут более жаропрочные, чем сплавы Ni–Al.

Ранее нами исследовались жаропрочные сплавы ниобия с 3 и 6,5 вес.%Si [1, 2]. Сплавы Nb–3%Si получались методом бестигельной электроннолучевой зонной плавки предварительно выплавленных в медной водоохлаждаемой изложнице заготовок. Скорость перемещения расплавленной зоны составляла 1, 2 и 4 мм/мин. Размер выделений твёрдого раствора кремний в ниобии был тем меньше, чем выше была скорость движения зоны. Кратковременная прочность на изгиб достигала 350 и 200 МПа соответственно при 1300 и 1400°C. Эвтектика, как наиболее прочная структурная составляющая, в этих образцах занимала лишь 13% общей площади поверхности шлифа.

В настоящей работе сплав с несколько большей, чем 6,5 масс.%Si, концентрацией кремния – Nb-7,4 масс.%Si – в виде цилиндров диаметром 9 и высотой 30 мм получали в два этапа. Сначала получали цилиндрические образцы сплава методом плавки во взвешенном состоянии с кристаллизацией в медной изложнице в атмосфере аргона. Сплавы же с ожидаемой структурой выплавляли переплавкой полученных образцов в вакууме путем перемещения жидкой зоны вдоль вертикальной оси слитка в электронно-лучевой вакуумной печи, содержащей специальное устройство.



Рис. 1. Микроструктура сплава Nb–7,4 масс.%Si: a – малое увеличение, съёмка в отражённых электронах (фазовый контраст); δ – большое увеличение, съёмка во вторичных электронах (рельефный режим), поперечное сечение перпендикулярно направлению движения расплавленной зоны; ϵ – то же, поперечное сечение параллельно направлению движения зоны

Из приведенных на рис. 1 данных видно, что структура образцов имеет явно выраженную направленность. В структуре (см. рис. 1*a*) присутствуют крупные и наиболее светлые, на всём структурном поле, дендритоподобные выделения твёрдого раствора Si в ниобии Nb(Si) (первичные выделения) и эвтетика Nb(Si)-Nb₃Si, представляющая собой матрицу из интерметаллидной фазы Nb₃Si и мелких светлых выделений твердого раствора Nb(Si). Наличие крупных первичных выделений фазы Nb(Si) свидетельствует о том, что содержание кремния в сплаве стало несколько меньше 6,5 масс.%.

Проявление направленности структуры убедительно подтверждается, если сравнить при большом увеличении только структуры эвтектики во вторичных электронах в поперечных сечениях, приготовленных перпендикулярно (рис. 1δ) и параллельно (рис. 1s) направлению движения расплавленной зоны.

Результаты испытаний образцов сплава, вырезанных вдоль его цилиндрической оси, на 3-точечный изгиб в температурном интервале от 1200 до 1350°С показали обнадёживающие результаты. Кратковременная прочность на изгиб при 1200°С составляла ~410 МПа и с повышением температуры незначительно падала до 285 МПа при 1350°С.

Эти эксперименты дали повод провести более масштабные испытания на длительную прочность, первые результаты которых представлены на рис. 2 и 3. Состав сплава – Nb-7,4 масс.%Si. Испытания проводились при температуре 1300°С. Первоначальная нагрузка составляла 105 МПа, на втором этапе нагрузка была повышена до 158 МПа.



Рис. 2. Экспериментальная кривая перемещение-время, полученная в результате испытаний на длительную прочность при 3-точечном изгибе при 1300°С

Рис. 3. Зависимость скорости деформации ползучести от напряжения при 3-точечном изгибе при температуре 1300°С

Результаты по испытаниям на длительную прочность при 1300°С сопоставимы с данными для суперсплавов системы Ni–Al при 1100-1150°С.

- 1. Коржов В.П., Карпов М.И. Структура жаропрочных сплавов системы Nb-Si с 3 и 6 масс.%Si, полученных зонной плавкой. // Материаловедение, 2009, №11. с. 39-43.
- Карпов М.И., Прохоров Д.В., Коржов В.П., Желтякова И.С. Структура и механические свойства сплавов Nb-Si и Nb-Al. // Третья Международная конференция «От наноструктур, наноматериалов и нанотехнологий к наноиндустрии». Тезисы докладов. Ижевск, 6-8 апреля 2011 г., Ижевск: Изд-во ИжГТУ, 2011, с. 122-123.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

Алехин В.П.

Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия, alehin valentin@mail.ru

В настоящем докладе поставлена задача установления основных физических закономерностей микропластической деформации поверхностных слоев твердого тела ниже и выше температурного порога хрупкости и их влияния на общую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения. В соответствии с поставленной задачей рассмотрены основные закономерности характера формирования и эволюции дислокационной структуры в приповерхностных и внутренних слоях материала на начальной стадии деформации и их влияние на кинетику различных стадий деформационного упрочнения. Изучены закономерности микродеформации поверхностных слоев молибдена методами микротвердости, трансмиссионной электронной микроскопии, внутреннего трения и акустической эмиссии. Измерен профиль дефектов в приповерхностном слое молибдена методом резерфордовского обратного рассеяния протонов. Показано, что за физическую природу зуба текучести ответственна микродеформация поверхностных слоев на начальной стадии деформирования.

Проведен анализ основных факторов, ответственных за особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета структурноэнергетических закономерностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела. Рассмотрены величины напряжений гетерогенного и гомогенного зарождения дислокаций на поверхности и в объеме кристалла. Предложена конденсационная модель зарождения дислокаций в приповерхностных слоях кристалла. Рассмотрено влияние сил изображения на кинетику взаимодействия и размножение дислокаций вблизи свободной поверхности, а также особенности атомно-электронной структуры, динамики решетки и термодинамических параметров вблизи свободной поверхности твердого тела.

Проведена оценка скорости движения дислокаций и термоактивационный анализ кинетики микродеформации в монокристаллах Si, Ge и Mo ниже и выше макроскопического предела текучести.

Рассмотрена физическая природа и структурно-кинетические закономерности микропластической деформации в температурном интервале хрупкого разрушения, а также уточнена физическая модель движения дислокаций в кристаллах с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений и низких температур.

Изложены основные физические закономерности микропластической деформации поверхностных слоев твердого тела в области хрупкого разрушения в широком интервале напряжений и температур вплоть до температуры жидкого азота. При этом оригинальность приведенных экспериментальных данных заключается в том, что они впервые получены не с использованием традиционных контактных методов нагружения (например, микроиндентирования), которые давали очень высокий и неконтролируемый уровень напряжений, а в условиях строго контролируемых величин напряжений деформирования при одноосном сжатии и растяжении, причем не только макрообразцов, но и нитевидных кристаллов с ковалентным характером межатомной связи, что не удавалось осуществить в ранее проведенных исследованиях.

Другим принципиальным отличием приведенных в работе экспериментальных результатов является тот факт, что они впервые получены при весьма малых величинах деформирующих напряжений, на 1,5–2 порядка ниже величин напряжения

Пайерлса и теоретической прочности кристалла на сдвиг, что свидетельствует в пользу термоактивируемого процесса микропластичности и исключает необходимость обязательного привлечения для объяснения полученных данных атермических безактивационных или каких-либо других специфических механизмов, требующих для своей реализации высокого уровня напряжений. Последнее является весьма новым и принципиальным фактом, который заставляет критически пересмотреть возможность действительной реализации фактически почти всех предлагавшихся ранее моделей низкотемпературного движения дислокаций в кристаллах с высокими барьерами Пайерлса. Полученные результаты и проведенный теоретический анализ позволили объяснить физическую природу низкотемпературной микропластичности материалов с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений с позиций предложенного в работе диффузионно-дислокационного механизма микродеформации, а также неконсервативного движения дислокаций, как основной физической модели их перемещения при указанных условиях. При этом сущность диффузионно-дислокационного механизма микроплэстической деформации в области низких напряжений и температур заключается в том, что в поле приложенных внешних напряжений изменяется химический потенциал точечных дефектов (вакансий и междоузлий) и в материале возникают соответственно направленные диффузионные потоки. Последнее приводит к «конденсационному» механизму образования вакансионных петель и кластеров, а также к неконсервативному движению (переползанию) как ростовых, так и деформационных дислокаций под действием осмотических сил. В общем случае данная модель, подтвержденная рядом расчетных оценок, справедлива для всего объема деформируемого кристалла, однако в приповерхностных слоях и, особенно, в условиях циклического нагружения указанные процессы протекают более интенсивно вследствие того, что свободная поверхность является областью облегченного зарождения и стока точечных дефектов. Это приводит к тому, что при нагружении материала циклическими нагрузками в приповерхностных его слоях может быть реализована модель диффузионной накачки точечных дефектов со свободной поверхности кристалла с последующей конденсацией их на внутренних стоках и образованием дислокационных петель и кластеров.

Таким образом, предложенные в работе физические представления о природе низкотемпературной микропластичности материалов в области низких величин напряжений позволили объяснить широкий спектр экспериментальных результатов, представленных в настоящей работе, а также ряд ранее полученных и не нашедших строгого объяснения литературных данных: резкое снижение напряжений зарождения и размножения дислокаций при знакопеременных нагрузках; физическая природа интенсификации микропластического течения в поверхностных слоях материалов и последующего усталостного разрушения при циклических нагрузках; физическая природа легкодействующих поверхностных источников дислокаций; переползание участков дислокаций, выходящих на свободную поверхность; появление донорного (а в ряде случаев, и акцепторного) эффекта при микродеформации; образование кластеров из точечных дефектов, приводящих к хрупкому разрушению полупроводниковых материалов после процессов низкотемпературной обработки (резка, скрайбирование, шлифовка, полировка и др.).

Практическая актуальность проблемы, которой посвящена данная работа, заключается в том, что знание основных физических закономерностей поведения поверхностных слоев материалов как ниже, так и выше температурного порога хрупкости позволяет рекомендовать практике научно обоснованные методы обработки, упрочнения и формоизменения материалов, а также сформулировать основные критерии и принципы методов локализации, интенсификации и управления кинетикой микропластической деформации применительно к оптимизации ряда технологических процессов (шлифовка, полировка, поверхностные способы упрочнения и обработки материалов, способы твердофазного соединения материалов и др.).

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта № П545 в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы

ПРИНЦИПЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Семенова И.П., Валиев Р.З.

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия <u>Semenova-ip@mail.ru</u>

В последние годы методы интенсивной пластической деформации (ИПД) получили широкое развитие для создания ультрамелкозернистых (УМЗ) объемных материалов с уникальными механическими свойствами: рекордной прочностью, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичностью, повышенной усталостной долговечностью [1]. Технологическая привлекательность методов ИПД заключается в том, что они позволяют получать объемные наноструктурные металлические материалы в количестве и размерах, перспективных для практических конструкционных применений.

В данной работе представлены экспериментальные результаты исследования механического поведения УМЗ титановых двухфазных сплавов Ti–6AL–4V (BT6), Ti–6Al–7Nb и β -сплава Ti–15Mo–5Zr–3Al, полученных комбинацией равноканально-го углового прессования (РКУП) и дополнительных термомеханических обработок. Рассмотрены особенности формирующейся в них УМЗ структуры и выявлены основные параметры микроструктуры, ведущие к достижению высокой усталостной долговечности. В докладе продемонстрирована возможность повышения прочности ($\sigma_{\rm B}$) и предела выносливости (σ_{-1}) в исследуемых титановых сплавах не менее чем на 40% по сравнению с исходным горячекатаным состоянием. На основе проведенных исследований были сформулированы основные требования к УМЗ структуре для повышения сопротивления усталости в титановых сплавах, основанные на достижении не только высокой прочности, но и повышенной пластичности. Показано, что значительное влияние на прочность и пластичность УМЗ сплавов оказывает влияние не только размер зерна, но и его форма, тип границ (малоугловые и большеугловые), а также морфология и распределение в структуре вторичных фаз.

В докладе продемонстрирована возможность реализации данных подходов в технологическом процессе изготовления лопатки газотурбинного двигателя из УМЗ сплава ВТ6 с повышенными усталостными свойствами.

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007, 395 с.

ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПРИЧИН РАЗБРОСА ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ

Папина К.Б., Тепина Е.А., Скородумов С.В., Соколовская Э.А., Кудря А.В.

HИТУ «МИСиС», Москва, $P\Phi$, <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Понимание механизма влияния развитой неоднородности разнородных структур, характерных для промышленных технологий получения металлопродукции, на разрушение стали необходимо, в частности, для выявления природы разброса пластичности и вязкости трубного металла. Это – необходимое условие для обеспечения надежности работы газотранспортных систем, в т.ч. для обеспечения сопротивляемости вязкому протяженному разрушению.

С целью объективной оценки роли морфологии структур, оценки географии размещения неметаллических включений требуется обеспечить их измерение в масштабе образца (по толщине листа). Для этого был использован метод «сшивки полей» из множества кадров (до 10^3 снимков): последовательным переходом от микроструктур при увеличениях до х1000 включительно (в пределах отдельно взятого кадра) к объединённой макропанораме (лист толщиной до 30 мм) были сопоставлены различия в неоднородности структур: ферритной, зеренной, сульфидной и др. в трубных сталях уровней прочности К52, К60 и К65. Макроструктуру наблюдали после глубокого травления в горячем 50 % растворе соляной кислоты, размещение сульфидов – по серному отпечатку (по методу Баумана).

Такой подход, например, показал, что вероятность наблюдения вытянутых вдоль направления прокатки цепочек неметаллических включений длиной до 8 мм, осевой ликвации в макроструктуре достаточно высока даже при малой загрязненности стали по сере (0,001...0,003 % масс.). Микроструктура также обычно неравномерно распределена по толщине листа, например, различие объемной доли феррита могло достигать двукратного, а между номинально однотипными технологиями - до 15...25 раз. Отдельные элементы микроструктуры могут быть объединены в мезофрагменты с близкой кристаллографической ориентировкой, для этого эффективно использование метода дифракции отраженных электронов.

Неоднородность структур находит отражение в строении изломов образцов для испытаний на удар и падающим грузом – появление расслоений разнообразной природы. В этой связи эффективно сопоставление результатов измерений разнородных структур и строения изломов.

Выявление природы локальных аномалий разрушения (расслоев) возможно при измерении разрушения с привязкой к структуре. Например, вырезка фрагмента излома с расслоем, последующий его долом и анализ излома в сканирующем электронном микроскопе позволил установить закономерности ориентации фасеток квазискола в расслоении и вклад в их формирование полосчатой структуры различной природы, неметаллических включений и фрагментов зернограничного разрушения.

Таким образом, сопоставление разнородных структур и разрушения в трубной стали позволяет оценить природу неоднородности вязкости металла, что составляет основу для разработки объективных принципов управления его качеством.

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ. КИНЕТИКА ПРОЦЕССА

Андрухова О.В., Гурова Н.М., Ломских Н.В., Никифоров А.Г., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия ova17@ya.ru

В рамках компьютерного эксперимента исследованы особенности протекания фазовых превращений порядок – беспорядок (ФППБ) вблизи в сплавах стехиометрического состава AB с ОЦК – решеткой в широком температурном интервале (от 0.1 до 1.3*T*_K, где *T*_K – температура фазового превращения порядок-беспорядок).

Компьютерный эксперимент позволяет при любых внешних условиях подробно отследить всю цепь последовательных неравновесных конфигураций сплава, через которые он проходит из полностью неупорядоченного состояния в равновесное, и, как следствие, достаточно точно установить достижение сплавом термодинамического равновесия.

Кратко опишем стадии, через которые сплав походит при упорядочении.

На первой стадии наблюдается образование зародышей упорядоченной фазы и их рост за счет разупорядоченной. Установлено, что вероятность исчезновения зародыша упорядоченной фазы зависит от его размера. Поэтому имеет смысл говорить о некоторой критической величине зародыша, после достижения которой вероятность его исчезновения мала.

Растущие микродомены могут: во-первых, слиться в один, если встретились два домена одного типа; во-вторых, столкнуться с образованием антифазной границы (АФГ), если они разного типа; в-третьих, домен одного типа может поглотить домен другого типа.

При низких температурах время, в течении которого процесс развивается в своей первой фазе существенно более меньшее, чем при высоких. Неупорядоченная фаза располагается лабиринтно, являясь прообразом будущих АФГ. Толщина неупорядоченной фазы превышает среднюю толщину АФГ. Через эту стадию сплав проходит при всех температурах отжига в рассматриваемом температурном интервале фазового превращения порядок – беспорядок.

При температурах меньших T_{κ} осуществляется переход ко второй стадии процесса, в которой сосуществуют две фазы: упорядоченная и разупорядоченная. Размер доменов упорядоченной фазы не превышает 200 атомов. При температурах свыше T_{κ} сплав не выходит на вторую стадию упорядочения, поскольку в образце постоянно присутствуют заметные участки неупорядоченной фазы. При таких температурах вероятности перескока разносортных атомов в вакантный узел выравниваются за счет ослабления влияния энергетического фактора с ростом температуры.

С понижением температуры ($T/T_{\kappa} < 0.75$) постепенно толстые прослойки разупорядоченной фазы исчезают, микродомены, кластеры и сегрегации оказываются на антифазных границах. Осуществляется переход к третьей стадии, в течении которой происходит укрупнение доменов упорядоченной фазы, длина антифазных границ растет.

При температурах менее $0,4T_{\kappa}$ можно выделить четвертую стадию процесса упорядочения, которая начинается с момента, когда антифазный домен одного типа преобладает. При $0,28 < T/T_{\kappa} < 0,32$ в объеме единичного домена образуются флуктуационные микродомены. Здесь можно говорить, что порядок в сплаве высок и по-

стоянно растет в течение всей четвертой стадии. При температурах $0,4T_{\kappa}$ и выше четвертая стадия процесса не достигается. Объемные доли антифазных доменов разных типов равны в среднем по времени.

Наконец при температурах не превышающих $0,28T_{\kappa}$ сплав проходит и пятую стадию процесса упорядочения. Эта стадия начинается с момента схлопывания микродоменов. Что приводит к тому, что сплаве имеется повышенная концентрация точечных дефектов замещения и их кластеров. В ходе последней стадии процесса число таких дефектов стремится к равновесному.

Анализ результатов моделирования показал, что в процессе разупорядочения с ростом температуры отжига наблюдается размытие $A\Phi\Gamma$ с дальнейшим их переходом в межфазные границы. Это связано с тем, что, во-первых, атомы на $A\Phi\Gamma$ как бы исключаются из доменов, поскольку на них низкая степень порядка. Во-вторых, на $A\Phi\Gamma$ значительно интенсивнее, чем в объеме упорядоченной фазы, образуются кластеры, сегрегации и микродомены. Значительный вклад в разупорядочение вносит измельчение с ростом температуры антифазных доменов и, как следствие, увеличение плотности $A\Phi\Gamma$ и концентрации структурных особенностей на них. В результате по одну сторону $A\Phi\Gamma$ в таких местах переходят в межфазные границы ($M\Phi\Gamma$).

Значительную роль в превращении порядок-беспорядок играет появление и «размытие» поверхностей раздела – антифазных и межфазных границ. Концентрация атомов на АФГ и МФГ с ростом температуры становится соизмеримой с суммарным объемом упорядоченной и разупорядоченной фаз. Причем, вклад, вносимый исключительно дефектами, относительно невелик. Разупорядочение в основном реализуется путем образования АФГ и кластеров разупорядоченной фазы.

ПЕРСПЕКТИВЫ МЕТОДА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ОЦЕНКЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ЖЕЛЕЗО - УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Чуканов А.Н.

ГФБОУ ВПО «Тульский государственный университет», Тула, Россия alexchukanov@yandex.ru

Представлен накопленный материал и перспективы использования методики оценки состояния сплавов Fe-C, микрообъёмы которых вследствие внешних деструктивных воздействий переходят в локальное предельное состояние (ЛПС).

Моделировали влияние напряжений, локализованных в указанных микрообъёмах, на дислокационную динамику. Описали активируемое микронапряжениями термофлуктуационное взаимодействие дислокаций пересекающихся плоских скоплений.

Изменение дислокационной динамики формирует специфический неупругий эффект (НЭ). Он был выявлен на широкой гамме поврежденных сплавов железа [1,2]. Уникальность эффекта в его избирательности на изменение динамики дислокаций только в указанных микрообъемах. Параметры эффекта - высоту, температуру, фоновое значение ВТ и энергию активации использовали как релаксационные критерии ЛПС и микроразрушения. Модель, в сочетании с реализующимися в данных условиях механизмами ВТ, позволила описать и прогнозировать развивающиеся деградацию и деструкцию материала.

Характер рассеяния отражал эволюцию диссипативных структур различного масштабного уровня в ходе усиления деструктивного воздействия.

Работоспособность критериев ЛПС подтвердили в ходе исследований деформационной и коррозионной поврежденности. Определены условия, превалирования в диссипативном процессе силового и коррозионного факторов [3,4]. Разработанный подход применен для изучения и прогнозирования состояния сталей промышленных объектов. Комплексные исследования ВТ, плотности, микроструктуры, механических свойств и параметров тонкой структуры от интенсивности воздействий позволили уточнить данные о кинетике развития водородной и деформационной повреждаемости [5-7].

Предлагается на основе описанной методики и параметров сопутствующих НЭ выявлять стадийность деградации и деструкции. Детализировать механизмы воздействий различной природы в их развитии. Уточнять роль углерода и водорода (атомарного и молизованного) в деградации сплавов Fe–C.

Разрабатывается методика оценки повреждаемости сталей путем их структурного моделирования гетерогенными сплавами Fe–C (серыми чугунами). Развитие метода осуществляется комплексным анализом параметров ВТ, упругости и АЭ – как функций отклика на изменение состояния материала.

Список литературы

- 1. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Муравлева Л.В. //Известия РАН. Серия Физическая. 2000.- Т.64 № 9.- С. 1714 1717.
- Левин Д.М., Чуканов А.Н. // Известия РАН. Серия физическая.-2005.-Т.69 -. № 8 .- С. 1201 – 1205.
- 3. Чуканов А.Н. // Известия ТулГУ. Серия: Физика.-2006.-№ 6.-С. 203-211.
- 4. Чуканов А.Н., Яковенко А.А.// XIX Петербургские Чтения по проблемам прочности. СПб, Россия, (13 – 15 апреля 2010 г.), Сб. матер., Часть 1,- С. 237-239.
- 5. Чуканов А.Н., Яковенко А.А.//V-й Евразийская научно-практ. конф. «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ 2010), Москва, Россия, (20-22 апреля 2010 г.), Сб. тр. конф., С. 48.
- 6. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. //Известия ТулГУ. Серия: Естественные науки.-2010.-№2.- С. 94-97.
- 7. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. //Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки.- 2010. - Т.15. - Вып.-3. – С.-985-986.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ И ИСХОДНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ БЕРИЛЛИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ В СТАРЕЮЩИХ МЕДНО-БЕРИЛЛИЕВЫХ СПЛАВАХ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Храмков А.С.

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

Одним из современных и эффективных методов термообработки металлических сплавов, которым существенно удается повысить прочность, является технология искусственного старения. При старении в решетке сплава образуются дисперсные кластеры, скорость роста зародышей которых контролируется диффузией и зависит от внешних воздействий, в том числе и от приложенного постоянного магнитного поля (ПМП). Ранее в работе [1] было установлено, что ПМП, наложенное на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2 увеличивает микротвердость состаренного сплава до 30 %. То есть наблюдается магнитопластический эффект (МПЭ) [2]. Кроме того, в работе [3] методом малоуглового рассеяния поляризованных нейтронов показано, что наложение ПМП на процесс старения in situ изменяет кинетику фазообразования в этом сплаве. Так как в сплаве бериллиевой бронзы БрБ-2 присутствуют примеси магнитных элементов (так, например, содержание Ni \approx 0.3 вес. %), то это может влиять на МПЭ и кинетику фазообразования при старении. Для изучения кинетики фазообразования при старении медно-бериллиевых сплавов из высокочистых паспортизированных материалов были изготовлены и исследованы пять модельных бинарных медно-бериллиевых сплавов с содержанием бериллия 0.5, 1.0, 1.6, 2.7, 3.0 вес. % и с максимальным суммарным содержанием ферромагнитных примесей не более 0.035 вес. %.

В настоящей работе впервые выполнено экспериментальное исследование изменения фазового состава при старении Cu-Be сплавов с содержанием бериллия 1.0, 1.6, 2.7, 3.0 вес. % при температуре 300 °C в ПМП и без него методом рентгенофазового анализа (РФА). РФА выполняли на аппарате ДРОН-2 в Со-излучении. Предварительно образцы проходили процедуру закалки: выдержка при температуре 800 °C в течение 20 мин, затем охлаждение быстрым погружением в воду при температуре 20 °C. Режимы термообработки: температура 300 °C, время старения от 0.17 до 2 ч, в ПМП напряженностью 7.0 кЭ и без него, в вакуумной камере при давлении остаточных паров 10⁻³ Па.

На рис.1. представлены дифрактограммы чистой меди, закаленных и отвоженных при 300° С и времени старения 2 ч образцов Си–Ве сплавов с различной концентрацией бериллия. РФА показал, что на дифрактограммах закалённых образцов сплавов Си-1.0, 1.6, 2.7 вес.% Ве проявляются только линии α -твёрдого раствора на основе меди, смещённые в сторону больших углов относительно линий чистой меди. Данное смещение линий обусловлено наличием в твердом растворе меди атомов бериллия, которые являются примесью замещения. Размер атомов бериллия на 12 % меньше атомов меди, что приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки сплава и, как следствие, к смещению линий на дифрактограммах. Причём, чем больше концентрация бериллия в сплаве, тем больше наблюдаемое смещение линий α -твёрдого раствора на основе меди. Линий, соответствующих новым фазам, не обнаружено. На дифрактограмме сплава Сu-3.0 вес. % Ве, появляются линии, соответствующие промежуточной β -фазе (рис. 1*a*). Это объясняется большой исходной концентрацией бериллия в данном сплаве.



Рис.1. Дифрактограммы: a – чистая медь и закаленные Cu–Be сплавы; δ – чистая медь и Cu–Be сплавы, отожженные при 300° C и времени старения 2 ч

В процессе старения, атомы бериллия уходят из матрицы меди в зоны обогащения и фазовые выделения, вследствие чего, изменяется фазовый состав сплава. При старении Си-Ве сплавов, происходит смещение линий α-твёрдого раствора в сторону меньших углов, по сравнению с закалённым образцом. С ростом времени старения это смешение возрастает. Кроме этого, анализ формы линии показывает, что с увеличением длительности старения их интенсивность увеличивается, а полуширина уменьшается, что закономерно для процесса старения. Увеличение концентрации бериллия приводит к появлению линий, соответствующих γ-СиВе фазе, что свидетельствует о росте ее количества в процессе старения. Наложение ПМП на все временные режимы процесса старения приводит к увеличению смещений линий αтвёрдого раствора в сторону меньших углов по сравнению к линиям образцов, отожженных без поля, и к появлению большего числа линий, соответствующих у-СиВе фазе. Дополнительно можно отметить, что на дифрактограммах образцов отожженных в ПМП наблюдается значительное уменьшение полуширины линий α-твёрдого раствора по сравнению со случаем отсутствия ПМП. Данный факт свидетельствует о более интенсивном процессе формирования совершенной и однородной структуры сплава.

Результаты РФА показали, что с увеличением концентрации бериллия растет количество фазы γ-СиВе, формируется её кристаллическая решетка и теряется когерентная связь с остаточной матрицей. Наложение ПМП на аналогичные режимы термической обработки приводит к активизации процесса старения сплава, что выражается в более интенсивном процессе формирования новой фазы.

Список литературы

- 1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 12-17.
- 2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838-867.
- Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Рунов В.В. Исследование методом малоуглового рассеяния нейтронов магнитопластического эффекта в бериллиевой бронзе при старении в магнитных полях // Физика твердого тела. 2010. Т. 52. Вып. 3. С. 486-488.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НИКЕЛЯ НА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ Си–2 вес.% Ве ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Храмков А.С., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, г. Самара, Россия, clapmonks@gmail.com, pokoev@ssu.samara.ru

Повышение прочности металлических сплавов является актуальной задачей современной физики твердого тела и металловедения. Для её практического решения в настоящее время применяются различные методы термообработки, в том числе и технологию искусственного старения с наложением постоянного магнитного поля [1,2]. Наблюдаемый в этих работах эффект изменения микротвердости сплава БрБ-2 может быть определен как магнитопластический эффект (МПЭ) [3]. Сравнение данных по сплаву БрБ-2 с данными по старению бинарных медно-бериллиевых сплавов [4], состаренных в ПМП, позволяет предположить, что легирующая примесь никеля может существенно влиять на величину МПЭ. В связи с этим в данной работе предпринята попытка изучения влияния добавки никеля 0.4 вес.% в медно-бериллиевом сплаве, содержащем 2.0 вес. % Ве, после старения в постоянном магнитном поле.

В качестве объектов исследования были выбраны образцы Cu-2.0 вес.% Ве (далее сплав 1) и Cu-2.0 вес.% Ве-0.4 вес.% Ni (сплав 2), выплавленные из высокочистых паспортизированных материалов. Режимы закалки и старения сплава выбирали на основе ранее проведенных исследований [1]. Исследования образцов проводили методом микротвердости и рентгеновскими методами.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER. Для сплава 1 и 2 относительная ошибка среднего значения микротвердости составила ~2 %. Результаты измерений влияния ПМП на микротвердость сплавов 1 и 2 представлены на рис. 1. Среднее значение микротвердости закаленных образцов составляет 159 и 175 кГ/мм² для сплавов 1 и 2 соответственно. В процессе старения микротвердость резко увеличивается по сравнению с закаленным образцом и достигает при 0.17 ч 300 и 437 кГ/мм² для сплавов 1 и 2 соответственно. Дальнейшее увеличение длительности старения приводит к стабилизации структуры сплава за счет процессов фазового старения. При добавлении никеля в сплаве 2 уровень значений микротвердости возрастает приблизительно на ~ 35-45 % по отношению к сплаву 1.

Наложение ПМП на те же режимы термической обработки приводит к увеличению микротвердости на 8-16%. Таким образом, в данном случае наблюдается отрицательный МПЭ для обоих сплавов, а добавка никеля увеличивает микротвердость сплава.

Рентгенографический анализ был выполнен на дифрактометре ДРОН-2 по методике, описанной в работе [1]. Относительная ошибка отдельного измерения параметра решетки составляет 0.03 %. На рис. 2 представлены зависимости параметра решетки твердого раствора сплава 1 и сплава 2 от времени старения.

В закаленном состоянии атомы бериллия равномерно распределены в матрице меди, при этом параметр решетки составляет 3.587 и 3.584 Å соответственно для сплавов 1 и 2. Резкое увеличение параметра решетки остаточной матрицы сплава наблюдается при 0.17 – 0.5 ч старения, что связано с уходом бериллия из матрицы в зоны обогащения. Дальнейшее увеличение времени старения для обоих сплавов не приводит к значительному изменению параметра решетки в остаточной матрице.



Рис. 1. Зависимость микротвердости Си–Ве сплавов Си–2.0 вес % Ве (*a*) и Си–2.0 вес % Ве – 0,4 вес % Ni (б) от времени старения при 350 °C



Рис. 2. Зависимость параметра решетки Cu-Be сплавов: Cu – 2.0 вес % Be (*a*) и Cu – 2.0 вес % Be – 0.4 вес % Ni (б) от времени старения при 350 °C

Таким образом, полученные данные показывают, что кинетика МПЭ в образцах существенным образом зависит от концентрации никеля в сплавах, присутствия магнитного поля, что дает дополнительную информацию о механизмах взаимодействия структурных дефектов типа вакансий, примесных атомов, их комплексов и кластеров в медно-бериллиевых сплавах, состаренных в ПМП.

Список литературы

- 1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // ФХОМ. 2003. № 3. С. 12-17.
- 2. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Рунов В.В. // ФТТ. 2010. Т. 52. № 3.- С. 486-488.
- 3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А.// Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838-867.
- 4. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. // Вестник ТГУ. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 1242 -1243.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А.

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

Аморфные металлические сплавы (AMC) или металлические стекла [1] в связи с набором их уникальных свойств [2,3] находят широкое применение в различных отраслях промышленности и технике. Однако работ, посвященных оценке влияния импульсных электромагнитных полей на их структуру и свойства практически нет.

В качестве материалов для исследования воздействий импульсов электрического тока были выбраны ленточные аморфные металлические сплавы (АМАГ-170, АМАГ-172, АМАГ-179, АМАГ-180, АМАГ-183, АМАГ-186) и нанокристаллический сплав АМАГ-200 с различным элементным составом. Все эксперименты по одноосному растяжению проводились на разрывной машине Instron-5565. Подача импульсного тока происходила во время деформации образца. Плотности токов, протекающих через образцы варьировались от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9$ А/м². Длительность импульсов составляла $\tau_1 \sim 2,5$ мс и $\tau_2 \sim 5$ мс. Лазерным измерителем температуры Testo-845 производилось измерение нагрева образцов в течение всего процесса деформации.

Ниже представлена характерная диаграмма нагружения с последовательным включением нескольких импульсов тока разной величины (рис. 1 a) и соответствующая им зависимость температуры нагрева образца во времени (рис. 1 δ).



Рис. 1. График нагружения сплава АМАГ-200 (*a*) при воздействии 18-тью импульсами тока длительностью $\tau \approx 2,5$ мс и (б) соответствующая ему зависимость температуры нагрева образца во времени.

Экспериментально установлено, что все исследуемые металлические стекла с различными скоростями движения траверсы (0,1–0,5 мм/мин) деформируются упруго, и стадия пластической деформации не обнаруживается. Отношение предела прочности к модулю Юнга для исследованных аморфных сплавов $\sigma/E = 0,010-0,016$. Эта величина составляет почти четверть от значения $\sigma/E = 0,05$, отвечающего теоретически установленной прочности, и существенно выше той, которая известна для наиболее прочных из используемых ныне кристаллических материалов $\sigma/E = (10^{-5} - 10^{-2})$.

Выявлено, что существенное влияние на упругие модули оказывает величина и характер химических связей, зависящих от состава сплава. В частности, предел прочности и модуль Юнга растут с уменьшением концентрации металлических элементов в сплавах (Fe, Co, Ni) и увеличением содержания пластифицирующих элементов (Si, Mn).

Установлено, что при одной и той плотности тока большая длительность импульса вызывает больший спад механического напряжения при пропускании импульсного электрического тока. Сравнительные графики зависимостей величин спадов нагрузки при пропускании тока различной длительности показывают, что для разных аморфных металлических сплавов зависимости $\Delta \sigma(j)$ подобны. Однако для сплава АМАГ-180 спад механического напряжения наблюдается при меньших значениях плотности электрического тока по отношению к остальным сплавам. При пропускании импульса электрического тока происходило увеличение температуры за счет выделения джоулева тепла.

По результатам проведенных экспериментов отмечено, что пропускание импульсного тока вызывает спад механического напряжения больший, чем нагрев в печи.

Вклад за счет нагрева при пропускании тока соответственно составляет 55-70% для всех аморфных сплавов, кроме АМАГ-200. Очевидно, что остальной вклад в спад напряжения в образце обусловлен иным механизмом, инициируемым пропусканием импульса электрического тока. Для сплава АМАГ-200 спады механического напряжения, вызванные током и нагревом имеют одинаковую величину при одной и той же температуре, что может быть связано с особенностями строения материала, который находится в более стабильном состоянии по сравнению с АМС по крайней мере до температур нагрева $\approx 60^{\circ}$ С.

При проведении экспериментов по пропусканию импульсного тока было обнаружено, что от плотности тока зависит не только величина спада механического напряжения, но и его восстановление на исходную кривую деформации. При малых значениях $j < 1.10^9$ A/m² имеет место полностью восстанавливаемый спад, тогда как при больших плотностях тока – наблюдается частичное восстановление. Данное поведение обусловлено начинающимися процессами структурных превращений в AMC.

Таким образом, пропускание импульса электрического тока высокой плотности вызывает спад механического напряжения на диаграммах нагружения, связанный не только с нагревом образцов, но и со структурными превращениями. Наблюдается линейная зависимость спада напряжения от температуры характерная для каждого сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №09-01-97514 р центр а).

Список литературы

- 1. Гилман Д.Д., Лими Х.Д. Металлические стекла. М.: Металлургия. 1984. 264 с.
- 2. Золотухин И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов. М: Металлургия. 1986. 176 с.
- 3. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Издательство СибГИУ, 2006. 416 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО АЛЮМИНИДА ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» г. Екатеринбург, Россия illarionovag@mail.ru

Легкие жаропрочные сплавы на основе Ti₂AlNb (О- фазы) получили широкое распространение в аэрокосмической технике, однако низкая технологичность и пластичность интерметаллидов затрудняет получение из них деформированных полуфабрикатов. В работах, выполненных в МАТИ им. К.Э. Циолковского под руководством академика А.А. Ильина, обнаружены обусловленные водородом эффекты, которые оказались полезными при совершенствовании технологии производства полуфабрикатов и изделий из труднодеформируемых титановых сплавов. Однако взаимодействие интерметаллидов с водородом имеет ряд особенностей, в частности, малоизученным остается его влияние на распад метастабильных фаз при старении. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния различных режимов старения на процессы распада метастабильных фаз в сплаве на основе интерметаллидаTi₂AlNb (О-фазы), легированном водородом. Материалом исследования служили цилиндрические образцы диаметром 20 мм, выточенные из слитка сплава Ti-24,3Al-24,8 Nb-1,0 Zr-1,4 V-0,6 Mo-0,3 Si (ат.%), легированного водородом в количестве 5,2 и 8,5 ат. %. Термическая обработка включала в себя закалку от 900 $^{\circ}$ С и последующее старение при 600 и 700 $^{\circ}$ С в течение 1, 2 и 4 часов. Температура закалки была выбрана таким образом, чтобы не допустить роста зерна и обеспечить достаточную объемную долю β- фазы, способной распадаться при старении. Выбор температурных интервалов старения основывался на данных термического анализа и планируемых температурах эксплуатации сплава.

Согласно данным рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА), при закалке сплавов с водородом фиксируется двухфазное (O+ β)- состояние. Объемная доля β -фазы в сплаве с 5,2 ат. % водорода была порядка 70 %, в сплаве с 8,5 ат.% водорода около 80 %, микротвердость сплавов составила 4300 и 4250 МПа соответственно. Структура обоих сплавов представлена пластинами O- фазы различного размера, равномерно распределенными в β - матрице.

В ходе старения сплава с 5,2 ат. % водорода при 600 °C в течение 1 часа $\beta \rightarrow O$ превращение идет вяло, о чем свидетельствует неизменный фазовый состав сплава и практически постоянное значение микротвердости, на этой стадии начинается формирование «фермообразных» групп пластин O- фазы в виде пакета параллельных одинаковых пластин, ребра которых лежат в одной плоскости (рисунок 1а). При выдержках 2 и 4 часа $\beta \rightarrow O$ - превращение активизируется, распад проходит более полно вплоть до полного исчезновения β - фазы и перехода в однофазное состояние при выдержке 4 часа. В итоге сплав после старения в течение 4 часов при 600 °C имеет микротвердость на 700 МПа выше, чем в закаленном состоянии. При увеличении температуры старения до 700 °C распад развивается активнее, чем при температуре 600°C: разница значений микротвердости, которые имеет сплав после старения при обеих температурах в течение 1 часа, составляет около 150 МПа. Также увеличение температуры старения до 700 °C способствует смене типа организации пластин внутри «фермообразных» групп с пакетного на зигзагообразный (рисунок 1б). Увеличение линейных размеров пластин O- фазы, составляющих «фермообразные» группы, во время длительной выдержки (4 часа) приводит к небольшому понижению микротвердости.





Рис.1. Тонкая структура сплава с 5,2 ат. % водорода после старения при 600 °С (*a*) и 700 °С (*б*) в течение 1 часа

Старение сплава с 8,5 ат. % водорода при 600 °С протекает подобно сплаву с 5,2 ат. % водорода. При малых временах выдержки β→О- превращение в сплаве идет также крайне медленно, однако после двухчасовой выдержки микротвердость сплава выше, чем у сплава с 5,2 ат. % водорода после такой же обработки. Это объясняется тем, что в сплаве с большим содержанием водорода при закалке фиксируется большая объемная доля β- фазы, обеспечивающая при распаде большее упрочнение сплава. Сравнение рассчитанных значений энтальпии β→О- превращения (23,96 Дж/г в сплаве с 5.2 ат. % водорода и 30.81 Дж/г в сплаве с 8.5 ат. % водорода) подтверждает увеличение интенсивности распада. Увеличение времени выдержки до 4 часов обеспечивает получение максимальной микротвердости сплава (5450±30 МПа) относительно значений, полученных после остальных режимов обработки, вследствие увеличения количества продуктов распада. Повышение температуры старения до 700 °C, в отличие от сплава с 5,2 ат. % водорода, не приводит к смене типа организации пластин внутри «фермообразной» группы, она остается пакетной. Судя по уровню микротвердости обоих сплавов после старения при 700 °C, более высокие показатели имеет сплав с 8,5 ат. % водорода, в структуре которого пластины О- фазы организованы в пакет, а не сплав с 5,2 ат. % водорода, имеющий зигзагообразные «фермы».

Следует отметить, что в ходе старения при 600 °С сплав с 5,2 ат. % водорода при выдержке свыше 2 часов переходит в однофазное О- состояние, а при старении при температуре 700 °С сохраняет двухфазную (O+ β)- структуру. В сплаве с 8,5 ат. % водорода его β -стабилизирующее влияние проявляется при более низкой температуре: уже при 600 °С сплав не переходит в однофазное состояние ни при одном из исследованных времен выдержки.

Таким образом, с увеличением содержания водорода в сплаве на основе О- фазы активизируется протекание процессов распада β- твердого раствора при старении, меняется морфология выделения пластин О- фазы, способствуя формированию структуры пакетного типа, что, в конечном итоге обеспечивает получение более высоких микродюрометрических характеристик.

Полученные данные следует учитывать при разработке режимов термической обработки сплавов на основе орторомбического алюминида титана.

Работа выполнена в рамках госконтракта №02.740.11.0160 по ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

АВТОБЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ ТИПА Ni₃Al: ОБНАРУЖЕНИЕ ЭФФЕКТА И ЕГО ИНТЕРПРЕТАЦИЯ

Плотников А.В., Гринберг Б.А., Власова А.М

Институт физики металлов УрО РАН 620990, Екатеринбург, Россия

Эффект автоблокировки, заключающийся в превращении дислокаций при нулевом внешнем напряжении из скользящих конфигураций в заблокированные, был теоретически предсказан [1], а затем обнаружен в Ni₃(Al, Nb) и Ni₃Ge. Была осуществлена постановка экспериментов, состоящих из двух ступеней: пластическая деформация с заданной скоростью и последующий нагрев без нагрузки. Обе ступени проводились в широких температурных интервалах.

Исходная дислокационная структура всегда состояла из криволинейных дислокаций (рис. 1*a*, δ). Доказательством автоблокировки дислокаций является их вытягивание вдоль соответствующих выделенных направлений и соответственно наблюдение прямолинейных дислокаций после нагрева без нагрузки для Ni₃(Al, Nb) и Ni₃Ge (рис. 1*в*, *г*). На основе совокупности экспериментальных данных ранее было показано, что определяющую роль в блокировке и автоблокировке дислокаций играет многодолинный характер потенциального рельефа [2–8] (рис. 2).



Рис.1. Дислокационная структура: *a* – Ni₃(Al, Nb), деформация –196 ^оС; *б* – Ni₃Ge, деформация 400 ^оС; *в* – Ni₃(Al, Nb), нагрев 200 ^оС, 20 мин, *г* – Ni₃Ge, нагрев 100 ^оС, 10 мин.

Контролирующим является термоактивированный процесс переброса дислокации из мелкой долины потенциального рельефа в глубокую, так что эффект автоблокировки фактически представляет собой самопогружение дислокации в глубокую долину без помощи внешнего напряжения.

Два различных эффекта – температурная аномалия предела текучести $\sigma_y(T)$ (при пластической деформации с постоянной скоростью) и автоблокировка (при нагреве без нагрузки после предварительной деформации) имеют единую природу: двухдолинный потенциальный рельеф дислокации.



Рис. 2

Кроме того, анализ автоблокировки может дать большее: выявить области, разрешенные и запрещенные для автоблокировки, измерить предельное для автоблокировки отклонение исходного направления от выделенного, оценить отношение глубины долин потенциального рельефа дислокации. Такая оценка получена впервые в [9]. В результате исследования переходов между прямолинейными и криволинейными сегментами оказалось возможным провести реконструкцию формы потенциального рельефа дислокации. На основе статистического анализа ТЭМ изображений установлено, что наименьшие углы перехода ϕ_{tr}^{min} составляют примерно 15–17°. Мож- $\tilde{\phi} \approx \phi_{tr}^{min}$, тогда, вычисляя значение что предполагать, но функции соотношения $E_{\rm d}/E_{\rm 0} = \Phi(\tilde{\varphi})$ $\Phi(\tilde{\phi}) = (1 - \sin \tilde{\phi}) / \cos \tilde{\phi}$, из находим, что $(E_d / E_0) \simeq 0.767 - 0.740$. Такие оценки являются приближенными. Ограничимся тем, что будем считать, что $(E_d / E_0) \simeq 0.7$. Для наглядности рельеф с таким соотношением между глубинами долин изображен на рис. 2.

Именно разность $\Delta E = E_0 - E_d > 0$ между глубинами долин как раз и обеспечивает необходимую движущую силу автоблокировки в отсутствии внешнего напряжения. Отсюда, учитывая приведенное выше значение (E_d / E_0) получаем: в Ni₃Ge относительная разность в глубине долин составляет ($\Delta E / E_0$) ≈ 0.3 .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 10-02-00354

Список литературы

- 1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // ФММ. 2006. Т. 102. № 1. С. .68-76.
- 2. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // ФММ. 2008. Т. 105. № 6. С. 587-597.
- Greenberg B.A., Ivanov M.A. // WIT Transactions on Engineering Sciences 2008, v. 57, pp. 51-60
- 4. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Patselov A.M. Blocking and self-locking of superdislocations in intermetallics // TMS 2008 Annual Meeting Supplemental Proceedings, 2008, V.3, pp.165-170.
- 5. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Кругликов Н.А., Пацелов А.М., Плотников А.В., Кадникова Ю.П // Деформация и разрушение материалов. 2008, №12. С. 2.
- 6. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // Изв. Вузов. Физика. 2009. № 9/2. С. 132-138.
- 7. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 6. С. 1023.
- Гринберг Б.А., Иванов М.А., Плотников А.В. // Кристаллография. 2010. Т. 55. № 6. С.1085-1090.
- 9. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, О.В.Антонова, А.В. Плотников, Н.А. Кругликов, А.М. Власова, Ю.В. Соловьева // ФММ, 2011, Т. 112, №1 (в печати)

ПРОЦЕССЫ МАССОПЕРЕНОСА И ПЕРЕМЕШИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ С ОГРАНИЧЕННОЙ ВЗАИМНОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ В ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ (МЕДЬ – ТАНТАЛ)

Иноземцев А.В., Гринберг Б.А., Волкова А.Ю., Тыкин И.А.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия, avinz@imp.uran.ru; Уральский государственный университет, Екатеринбург, Россия

Исследована переходная зона биметаллических соединений медь-тантал, полученных путем сварки взрывом при различных режимах. Выявлено, каким образом влияет взаимная растворимость на структуру переходной зоны. Показано, что поверхность раздела имеет неоднородности, и выявлена роль, которую они играют в сцеплении материалов. Выяснено, какие микрообъемы чередуются вдоль поверхности как в той ее части, которая остается нерасплавленной, так и в зонах локального расплавления. Обнаружена микрогетерогенная структура зон. Высокоэнергетическое кратковременное воздействие, каким является сварка взрывом, может обеспечить соединение разнородных материалов с различной взаимной растворимостью, смачиваемостью и склонностью к образованию химических соединений. Выбор режима сварки включает в себя выбор взрывчатого вещества, конфигурации устройства и варьирование параметрами детонации и соударения. Для оптимизации параметров сварки необходимо исследование структуры соединений и выявление на этой основе закономерностей их формирования. При всем многообразии материалов и режимов сварки центральной является проблема перемешивания в переходной зоне. Именно процессы, происходящие в переходной зоне, определяют возможность получения прочного неразъёмного соединения материалов при сварке.

Для металлов с ограниченной взаимной растворимостью проблема перемешивания является достаточно острой. Для того чтобы выяснить, насколько важным фактором является наличие взаимной растворимости исходных материалов при получении слоистых композиционных материалов методом сварки взрывом и происходит ли в переходной зоне образование метастабильных фаз взаимно нерастворимых при обычных (равновесных) условиях металлов, выбраны медь и тантал, которые в жидком состоянии образуют несмешивающиеся взвеси.

Материал и методика исследования

В качестве исходных материалов были выбраны тантал (ТВЧ) и медь (М1). Сварку выполняли в ОАО "Уралхиммаш" и в ВолГТУ при различных параметрах (условно обозначим эти образцы и соответствующие им параметры сварки *A* и *B*). В обоих случаях использовалось параллельное расположение пластин и следующие параметры сварки взрывом:

(*A*) $\gamma = 5,2^{\circ}$, $V_{\kappa} = 2680$ м/с, $V_{c} = 234$ м/с ("Уралхиммаш");

 $(B) \gamma = 11,8^{\circ}, V_{\kappa} = 2125 \text{ м/с}, V_{c} = 440 \text{ м/с} (ВолГТУ)$

где: γ – угол соударения, V_{κ} – скорость точки контакта, V_{c} – скорость соударения.

Параметры (А) находятся вблизи нижней границе свариваемости для данных материалов, параметры (В) – более сильное воздействие.

Металлографический анализ проводили на оптических микроскопах OLYMPUS GX51 и NEOPHOT. Исследование микроструктуры выполнено с помощью просвечивающих электронных микроскопов JEM 200CX и JEM 2100, сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D и Quanta 600. При подготовке фольг для просвечивающей электронной микроскопии производилась полировка ионной пушкой Fischione 1010 ION MILL с предварительным утонением центральной части заготовки на димплере Fischione Dimpling Grinder.

Граница соединения (A) является неоднородной (амплитуда микронеровностей составляет ~5-10 мкм). Как оказалось, для рассматриваемого соединения нельзя говорить о волнообразности границы раздела. Скорее, неровности поверхности раздела можно охарактеризовать как выступы. На границе видны также участки, в которых предполагается расплавление и перемешивание металлов. Анализ ТЭМ изображений структуры участков зоны перемешивания дает возможность выяснить, что представляют собой эти микрообъемы. Существуют определённые сложности ТЭМ исследования переходной зоны биметаллических соединений, связанные с затруднениями использования стандартных методик приготовления фольг. Из-за сильного различия физических свойств свариваемых материалов равномерно утонить их электролитическим методом невозможно. Проблема была решена при помощи метода ионного утонения и полировки, которая позволяет с высокой точностью контролировать параметры процесса получения фольги для ТЭМ исследований. На СЭМ изображениях зоны перемешивания при больших увеличениях наблюдаются сферические частицы тантала размером 50-100 нм, равномерно распределённые в медной матрице. При ТЭМ исследовании переходной зоны также наблюдались равномерно распределённые по объему частицы тантала. На микродифракциях с подобных участков наблюдаются система колец, состоящих из отдельных рефлексов тантала а также сильные точечные рефлексы от меди.

Переходная зона соединения (B) отличается от описанной выше, прежде всего, волнообразной (гофрированной) границей раздела с амплитудой и длиной волны ~80 и ~300 мкм соответственно, а так же большим объёмом зон локальных расплавлений вдоль границы. В зонах расплавлений также менее равномерное, чем в первом соединении распределение фрагментов тантала в медной матрице, которые имеют большой разброс по размерам и форме от шарообразных частиц субмикронного размера до фрагментов сложной формы 30-50мкм.

Два процесса – образование выступов на поверхности раздела и образование зон локального расплавления – определяют взаимопроникновение в переходной зоне материалов, не имеющих взаимной растворимости. Для взаимопроникновения одного материала в другой посредством образования выступов, вообще говоря, и не требуется взаимная растворимость. В зонах локального расплавления взаимопроникновение обоих материалов обеспечивается за счет их интенсивного перемешивания, благодаря циркуляции расплава. Это предотвращает расслоение коллоидной системы на составляющие за время, необходимое для застывания капель тантала в коллоидном растворе с медью.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 10-02-00354 и междисциплинарного проекта УрО РАН № 09-М-12-2002

Список литературы

- 1. В.В. Рыбин, Б.А. Гринберг, Иванов М.А. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2010. №11. С.27–33.
- 2. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, В.В. Рыбин и др. Структура переходной зоны при сварке взрывом (медь тантал) // Деформация и разрушение материалов. 2011 (в печати)
- 3. Б.А. Гринберг, О.А. Елкина, О.В. Антонова, и др. Наноструктурирование переходной зоны соединения Си-Та (сварка взрывом) // Автоматическая сварка. 2011 (в печати)

ВВЕДЕНИЕ В АТОМАРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Титоров Д.Б.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия <u>titorov@fti.udm.ru</u>

Проблема. Аморфные металлы, квазикристаллы, фуллерены, высокотемпературные сверхпроводники, наноструктуры с уникальными свойствами - наиболее существенные достижения материаловедения второй половины 20го столетия - не были предсказаны современной теорией конденсированного состояния, основанной на квантовой физике. Более того, 25 лет назад открыта высокотемпературная сверхпроводимость – свойство вещества, необъяснимое и даже противоречащее, теории сверхпроводимости (теории БКШ), основанной на квантовой физике.

Такие факты показывают ограниченные возможности современного одностороннего квантового подхода к теории конденсированного вещества при решении задач создания материалов с заданными функциональными свойствами. Более эффективным может быть рассмотрение возникновения материалов (конденсированных веществ), их структуры и свойств с совместных позиций квантовой и классической физики.

Комбинированная квантово-классическая модель атомов. Комбинированная модель атомов – это сферическое (в общем случае эллипсоидное) тело, состоящее помимо ядра из области внутренних и оболочки внешних электронов. Геометрическая определенность размеров области внутренних электронов атома почти в явном виде следует из квантовых правил формирования электронной структуры атомов. Действительно, в соответствии с принципом Паули в заполненных электронами слоях, других электронов быть не может. Следовательно, заполненная электронами внутренняя область имеет конкретные размеры.

В классической физике атом нейтрален. Это означает, что вне атома полей его электронов и протонов нет. Следовательно, у атома и его оболочки внешних электронов тоже должны быть определенные размеры.

Оболочка не полностью заполнена электронами и, следовательно, при сближении с другими атомами может быть дополнена их электронами, но только в соответствии с принципом Паули. Поскольку спинов только два, то взаимное проникновение атомов может быть только парным, а в области взаимопроникновения не может быть больше восьми электронов.

Области внутренних электронов и оболочки внешних электронов в атоме формируются, по-видимому, в результате самосогласования электромагнитных взаимодействий между протонами и электронами, и электронами между собой внутри атомов. Заряд внешних электронов равномерно распределяется по поверхности оболочки и, тем самым, нейтрализует протоны атома, не нейтрализованные внутренними электронами. Это делает атом нейтральным.

Универсальный механизм соединения атомов и формирования атомарных структур. Ни из принципов статистической механики, ни из "первых принципов" образование кристаллического состояния вывести до сих пор не удалось [1]. Механизм выстраивания атомов в ту или иную решеточную структуру на основе этих принципов не выводится.

Комбинированная модель позволяет просто и наглядно представить, как при взаимном проникновении возникают силы, которые обеспечивают движение атомов
в определенных направлениях и на определенные расстояния, что приводит к формированию определенных атомарных структур.



Рис. Схемы возникновения межатомных электростатических сил и самоорганизации атомов. Пунктирная окружность показывает область внутренних электронов. Окружность из сплошной линии – зарядовая оболочка внешних электронов. Заштрихованы области парного взаимного проникновения. Показаны кулоновские силы, действующие на атом В.

Оболочка атома экранирует его ядро и электроны от всех зарядов вне атома. Поэтому электростатические силы притяжения (-F_Q) между атомами возникают только при взаимном проникновении их зарядовых оболочек (рис. *a*). Сближение может продолжаться до расстояния *d*, при котором оболочка хотя бы одного атома проникнет до области внутренних электронов другого атома. Когда в один атом проникает не один, а два атома (рис. δ), между куполами проникших атомов возникают электростатические силы отталкивания (+F_Q). Равновесное расстояние между взаимно проникшими атомами (А и В на рис. δ) увеличится до *d*₁. Если в один атом (атом А на рис. в) проникнет третий атом (атом D на рис. *в*), силы электростатического отталкивания между куполами по другому расположат атомы. И так далее. Предложенный механизм позволяет моделировать формирование структур веществ с разными типами межатомных связей [2].

Механизм колебаний атомов и структурные перестройки. Взаимодействуя с потоками квантов, электроны возбуждаются, а оболочки атомов постоянно то расширяются, то сужаются, то есть пульсируют. Из-за пульсации оболочек атомы отталкиваются друг от друга. Если электростатические силы притяжения достаточной величины, то после отталкивания атомы не смогут удалиться один от другого больше, чем на расстояние, равное глубине проникновения. Силы кулоновского притяжения сохранятся. Они снова будут сближать атомы, а импульсное расширение оболочек их расталкивать. Атомы из-за пульсации оболочек будут то сближаться, то расходиться, то есть совершать колебательные движения. При изменении амплитуды колебаний, расстояние и электростатические силы между атомами изменится. Это может привести к перестройке атомарной структуры. Чем выше температура, тем интенсивнее колебания, больше силы теплового отталкивания, и тем больше вероятность, что атомы после отталкивания удалятся друг от друга на расстояние, при котором взаимопроникновения уже нет. Тогда исчезнут электростатические силы притяжения, и атомы не будут притягиваться к прежним узлам в структуре конденсированного вещества. Упорядоченность атомарной структуры будет нарушаться, вещество будет переходить в аморфное состояние, плавиться и испаряться.

Пространственные электронные структуры и свойства

Образующиеся при сближении атомов области парного взаимного проникновения, формируют атомарную структуру конденсированного вещества, и в тоже время из них образуется пространственная электронная структура материала. У веществ с различными атомарными структурами области парного взаимного проникновения имеют разные размеры, они по-разному наполнены электронами, поразному удалены от ядер и друг от друга. Области парного взаимного проникновения показывают распределение плотности внешних электронов атомов в материале.

Изотропия и анизотропия свойств. В ГЦК и ОЦК структурах у каждого атома большое число равномерно распределенных областей парного взаимного проникновения в первой координационной сфере: двенадцать и восемь, соответственно; в графене только три, а в алмазе – четыре [2]. Так как атомы в конденсированных веществах соединяются этими областями, то из их расположения следует, что механические свойства металлов должны быть более однородными по направлениям, чем свойства алмазных кристаллов и тем более графена. А у ОЦК металлов анизотропия свойств должна быть выражена в большей степени, чем у металлов с ГЦК структурой. И первое, и второе соответствуют реальности.

Электропроводимость. При движении электроны не становятся "свободными", а переходят к соседним атомам и далее перемещаются по пространству материала через области парного взаимного проникновения. У веществ от диэлектриков до высокотемпературных сверхпроводников установлена корреляция между уровнем электропроводимости и характеристиками областей парного взаимного проникновения: количеством электронов в них, их размерами, расположением [3]. Проводимость уменьшается при увеличении числа электронов в области парного взаимного проникновения. Если в областях парного взаимного проникновения 8 электронов, как у алмаза, то проводимости нет. Если области парного взаимного проникновения удалены от ядер, то проявляются свойства полупроводника. По-видимому, электроны легче возбуждаются, например, как у кремния в сравнении с алмазом. При понижении температуры атомы сближаются, увеличиваются области парного взаимного проникновения, плотность электронов в них снижается и увеличивается электропроводимость. Кроме того, уменьшается расстояние между областями парного взаимного проникновения, что тоже повышает электропроводимость. Когда области парного взаимного проникновения сближаются до соприкосновения, внешние электроны могут перемещаться без затрат энергии на преодоление расстояний между областями парного взаимного проникновения. Возникает сверхпроводимость. Если области парного взаимного проникновения сближаются до соприкосновения при высоких температурах, возникает высокотемпературная сверхпроводимость.

При использовании механизма образования конденсированных веществ парным взаимным проникновением атомных оболочек для объяснения электропроводимости нет необходимости в электронном газе. При движении электроны не сталкиваются с атомами. Затрудняют их движение дефекты атомарной и, соответственно, пространственной электронной структур.

- 1. Захаров А.Ю., Бичурин М.И. Решеточные модели в теории конденсированного состояния //. Наноструктуры. Математическая физика и моделирование. 2010. том 2. № 1. С. 25-53.
- 2. Титоров Д.Б. Моделирование кристаллических структур из сферических тел с взаимно проникающими оболочками // Поверхность. 2003. № 6 С. 93-98.
- 3. Титоров Д.Б. Построение общей схемы электропроводимости на основе модели взаимно проникающих атомов // Научное обозрение. 2005. Т. 5 С. 4-7.

НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Макаров А.В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, <u>makarov@imach.uran.ru</u>

Рассмотрены научные и технологические основы, а также перспективы промышленного применения фрикционной обработки (ФО), обеспечивающей формирование на стальных поверхностях функциональных нанокристаллических слоев с улучшенными прочностными и трибологическими свойствами [1-5]. Отмечается важнейшая роль специфики напряженного состояния в зоне фрикционного контакта в реализации ротационного механизма пластической деформации, приводящего к формированию нанокристаллических структур (НКС) трения. Продемонстрирован последовательный процесс наноструктурирования при ФО в условиях трения скольжения поверхностного слоя закаленной инструментальной стали: фрагментация мартенситных пластин, возникновение в результате ротаций фрагментов их границ в виде дислокационных скоплений значительной ширины, перестройка в ходе дальнейших ротаций фрагментов их преимущественно малоугловых границ в тонкие большеугловые границы, образованные частичными дисклинациями. Установлена определяющая роль сдвиговой компоненты деформации в накоплении пластической деформации при ФО [3]. Величина накопленной деформации в поверхностном слое возрастает с увеличением коэффициента трения при ФО, и соответственно в сильной степени зависит от материала индентора и среды обработки. Проведение ФО в безокислительной среде, предотвращающей охрупчивание поверхностного слоя, способствует накоплению деформаций и формированию более дисперсных и однородных НКС. Оптимизация режимов ФО должна проводиться не только по параметрам деформационного упрочнения, но и с учетом поврежденности металла (возникновение микропор и микротрещин при деформационной обработке), которая влияет на работоспособность упрочненного поверхностного слоя при последующей эксплуатации (например, способствует ускоренному трещинообразованию при циклическом нагружении) [3].

Важнейшими структурными факторами, определяющими глубину деформационного упрочнения сталей при ФО, являются эффективность развития под действием трения процессов деформационного динамического старения мартенсита, диссоциации карбидных фаз и превращения метастабильного остаточного аустенита в мартенсит деформации. За счет эффективного развития деформационного динамического старения в высокоуглеродистом мартенсите при ФО закаленной высокоуглеродистой стали достигается значительная (более 200 мкм) глубина упрочнения, в несколько раз превышающая глубину деформационного упрочнения в более пластичных низкоотпущенных и отожженных сталях.

Исследовано влияние концентрации углерода (0,04–1,35 мас.%) и дополнительного легирования элементами замещения (Si, Cr, Ni) на упрочнение при Φ O и теплостойкость закаленных сталей. Уровень твердости нанокристаллического мартенсита возрастает при увеличении содержания углерода в закаленных сталях до 0,8–1,0 мас.%, достаточного для полного насыщения примесных атмосфер, образовавшихся вблизи ядер дислокаций в НКС. Повышенное сопротивление нанокристаллического мартенсита термическому разупрочнению при нагреве во многом связано с сохранением НКС α -фазы до температур нагрева не менее 350°C даже при длительных (до 20 ч) выдержках и формированием при 450-550°C «бимодальных» структур, содержащих высокопрочные области с НКС. ФО повышает прочностные характеристики отожженной конструкционной стали при статическом растяжении [3] без снижения циклической прочности в области малоцикловой усталости. Это обусловлено способностью слоя с НКС к дополнительному значительному упрочнению, что свидетельствует о сохранении у сильнодеформированного поверхностного слоя некоторого запаса пластичности.

Сформированные упрочняющей ФО нанокристаллические слои обладают повышенной износостойкостью при трении скольжения без смазки (в том числе при испытаниях с повышенными скоростями – в условиях значительного фрикционного нагрева) и со смазкой (в режиме граничного трения), а также при абразивном воздействии. С использованием кинетического микроиндентирования установлено, что ФО повышает стойкость стальной поверхности к упругой деформации и сопротивление поверхности пластической деформации. Комбинированная деформационнотермическая обработка (ФО + оптимизированный отпуск) закаленной конструкционной стали обеспечивает по сравнению со стандартной термической обработкой (улучшением) кратное повышение микротвердости, сопротивления деформациям (упругим и пластическим) и износостойкости поверхности без снижения механических (в том числе пластических) свойств стали.

Продемонстрированы возможности промышленной реализации наноструктурирующих ФО в инновационных технологиях производства прецизионных деталей на современных многоцелевых токарно-фрезерных центрах [6]. Важными технологическими преимуществами ФО являются ее применимость к стальным изделиям практически любых размеров, подвергнутых как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной [7]) или химико-термической [6] обработкам, а также относительная простота и дешевизна способа.

Работа выполнена при частичной поддержке проектов № 09-П-1-1008, № 09-Т-1-1002, № 09-М-12-2002 и гранта РФФИ 11-08-01025-а.

Список литературы

- 1. Патент 2194773 (Россия). Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Изобретения. Полезные модели. 2002, № 35.
- 2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 3. С.57–62.
- Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A. et al. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surface and Coatings Technology. 2010. V. 205. Is. 3. P. 841-852.
- 4. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. 2010. Т.110. № 5. С. 530-544.
- 5. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 26–33.
- 6. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А. и др. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементированной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 3-13.
- 7. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ, 2003. – Т. 24. – № 3. – С. 301-306.

МЕТОД ОПТИМИЗАЦИИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ЖИДКОСТЕЙ

Растегаева И.И., Викарчук А.А., Растегаев И.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Настоящая работа посвящена созданию методики определения оптимальных режимов кавитационной обработки гетерофазных жидкостей.

Мы предлагаем для уничтожения микроорганизмов разных видов, диспергирования твердых частиц и капелек масла, разрушения соединений, для гомогенизации разнородной жидкости, проводить постоянно или периодически, без нарушения технологического цикла комбинированную гидрокавитационную, акустическую, тепловую, обработку гетерофазных жидкостей на наноструктурном уровне в специальных кавитационных установках[1].

Для того что бы избежать эрозии и повреждения материала, но и при этом обеспечить высокий уровень обеззараживания, диспергирования, гомогенизации жидкости, необходимо производить кавитационную обработку при оптимальных режимах. И одними из наиболее эффективных средств оценки параметров и оптимизации режимов комбинированной обработки жидкостей являются акустические и виброакустические методы контроля. Они позволяют определять состав и состояние исследуемых сред и дают возможность получать информацию об объекте исследования дистанционно и в режиме реального времени.

Для регистрации и анализа акустических сигналов требуется привлечение современной аппаратуры и апробированной методики обработки акустикоэмиссионной информации и программного обеспечения. С этой целью, разработанное в ТГУ (г. Тольятти) оборудование, предназначенное для исследования напряженного состояния конструкционных материалов, было адаптировано для исследования процессов кавитации в жидкости [2,3].

Суть предлагаемой методики заключается в следующем. Варьируя гидродинамические параметры (расход жидкости, давление, состав жидкости, температуру и т.д.), с помощью датчиков регистрируются и обрабатываются сигналы акустической эмиссии.

Для проведения экспериментов была выбрана эмульсия СОЖ «Автокат Ф-40», длительное время (2 месяца) эксплуатируемая на металлообрабатывающем участке, сильно пораженная микроорганизмами (бактерий >10⁶ кл/мл, грибов >10³ кл/мл) и подготовленная к утилизации. Кавитационную обработку эмульсии проводили на одной и той же установке, при температуре 40⁰С и среднем времени обработки 20 сек. Микробиологические исследования проводились до и после обработки в лаборатории СОЖ УЛИР ВАЗа.

Анализ сигналов АЭ излучаемых из кавитационной камеры, позволяет выбрать оптимальные режимы работы генератора. В частности, из экспериментов (рисунок 1) следует, для того чтобы кавитационная установка работала как теплогенератор необходимы скорости вращения активатора 3000 – 3100 об/мин, при этом максимум излучения энергии будет находиться в инфракрасном диапазоне. Для эффективного обеззараживания жидкости, эта же установка должна работать в нестационарном режиме, при этом обороты активатора должны варьироваться около оптимальных значений 2800 об/мин, которые определяются по пику АЭ (рис. 1).



Рис. 1. Зависимость амплитуды пика акустической эмиссии (RMS) от частоты вращения активатора (*a*), разбиение сигналов АЭ на группы по частотам и энергии (*б*).

Для других жидкостей расположение, амплитуда пика АЭ (RMS), медианная частота и энергия сигналов АЭ отличаются. Однако по этим параметрам всегда можно определить оптимальный режим работы кавитационной установки, при котором вода активируется (существенно изменяются ее свойства), эмульсия СОЖ обеззараживается (уничтожаются все виды микроорганизмов).

Работа выполнена при поддержке программы АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы(2010-2011)» №2.1.2/10285(1463), №21943, ФЦП «Научные и научно – педагогические кадры инновационной России» №П392.

Список литературы

- 1. Растегаева И.И., Диженин В.В., Викарчук А.А. Безреагентные методы обеззараживания смазочно-охлаждающих жидкостей// Вектор науки ТГУ. -2010. №2(12). с. 15-19.
- Растегаев И.А. Применение методики спектрального анализа акустических сигналов для исследования трибологических свойств смазочных и контактирующих материалов. Дисс. на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук – Тольятти: ТГУ, 2009.
- Мерсон Д.Л. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий ТiN на стальной подложке/Д.Л. Мерсон, А.А. Разуваев, А.Ю. Виноградов// Дефектоскопия. – 2002. - №7. – С. 37-46.

БЛОКИРОВКА (c+a) ДИСЛОКАЦИЙ В МАГНИИ БЕЗ ПОМОЩИ ВНЕШНЕГО НАПРЯЖЕНИЯ

Власова А.М., Гринберг Б.А., Антонова О.В.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия <u>alisa@imp.uran.ru</u>

Эффект автоблокировки, заключающийся в превращении дислокаций при нулевом внешнем напряжении из скользящих конфигураций в заблокированные, был предсказан теоретически [1], а затем обнаружен в интерметаллидах Ni₃(Al,Nb), TiAl [2] и Ni₃Ge [3]. Необходимо было расширить поле исследований автоблокировки и перейти от интерметаллидов к чистым металлам. В качестве металла, в котором можно ожидать наблюдения автоблокировки, выбран магний из-за того, что в нем при динамическом нагружении наблюдается аномалия $\sigma_y(T)$, в том случае если ось монокристалла параллельна кристаллографической с-оси.

В этой работе впервые показано, что автоблокировка дислокаций наблюдается не только в химических соединениях, но и в чистом металле, магнии, имеющем ГПУ кристаллическую решетку.

Монокристалл магния деформировали примерно на 2 % при T = 150 °C. Ось нагружения совпадала с осью симметрии шестого порядка <0001> с точностью до 2°.

Было обнаружено, что при медленном охлаждении, имитирующем нагрев без нагрузки, дислокации вытягиваются вдоль выделенных направлений <1100>, параллельных линиям пересечения плоскостей пирамиды II рода (1122) с плоскостями базиса.

С целью определения вектора Бюргерса **b** прямолинейных дислокаций был проведен **gb**-анализ. Установлено, что длинные прямолинейные дислокации являются краевыми с вектором Бюргерса (**c**+**a**), лежащими в плоскости пирамиды II рода. На рис. 1*a* приведено светлопольное изображение дислокационной структуры. Дислокация А погасла в рефлексах **g** = ($\bar{1}101$) (рис. 1*6*) и **g** = ($\bar{1}010$) (рис. 1*6*). Данный результат возможен только для дислокации с вектором Бюргерса **b** = $\frac{1}{3}$ [1 $\bar{2}13$] Следовой анализ в нескольких отражающих плоскостях показывает, что направление оси дислокации **u** = [$\bar{1}010$]



Рис.1 Светлопольное изображение дислокационной структуры (*a*), темнопольное изображение в рефлексе $\mathbf{g} = (\bar{1}101)$ (*б*), темнопольное изображение в рефлексе $\mathbf{g} = (\bar{1}010)$ (*в*).

Список литературы

- 1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. // ФММ.- 2006. Т. 102. № 1. С. 68-76.
- 2. Гринберг Б.А, Иванов М.А., Антонова О.В. et al. // Деформация и разрушение материалов. – 2008. - № 12. – С. 2-18.
- 3. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Плотников А.В., Кругликов Н.А., Власова А.М., Соловьева Ю.В. // ФММ т. 111, №4, С.402-412, 2011.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Клевцов Г.В., Валиев Р.З.¹, Клевцова Н.А., Семенова И.П.¹, Мурашкин М.Ю.¹

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

¹⁾ Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Уфа, Россия, <u>RZValiev@mail.rb.ru</u>

Известно, что равноканальное угловое прессование (РКУП), формируя субмикрокристаллическую структуру в металлических материалах, повышает их твердость и прочностные свойства, однако снижает пластичность и сопротивление ударному нагружению.

В настоящей работе исследовали прочность и механизм разрушения при ударном нагружении материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ структурой в исходном состоянии и после РКУП.

Материалы и методики исследования

В качестве материала с ОЦК структурой использовали углеродистую сталь 10 (0.11% С) со средним размером зерна 45 мкм. В качестве материала с ГЦК структурой использовали аустенитную сталь AISI 321 (0.06% С; 1.2% Мп; 17.5% Сг; 9.4% Ni; 0.48% Ti) со средним размером зерна 60 мкм и алюминиевые сплавы Д16 и AK4. В качестве материалов с ГПУ структурой – титан (Grande 4) и титановый сплав ВТ6 (6 % Al; 4 % V). После РКУП средний размер зерна всех материалов составлял 300 нм. Ударные испытания образцов с V-образным концентратором напряжения проводили в широком интервале температур. Изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Глубину пластических зон под поверхностью изломов и структурные изменения материала в данных зонах определяли рентгеновским методом.

Результаты исследования

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

На примере стали 10 (рис. 1) показано, РКУП практически не изменяет порог хладноломкости стали, однако сужает интервал вязко-хрупкого перехода.



Рис. 1. Температурная зависимость КСV стали 10 в исходном состоянии и после РКУП с 4 и 6 проходами Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения образцов из стали 10 в исходном состоянии является микроскол, а после РКУП – квазискол. В интервале вязко-хрупкого перехода данная сталь в исходном состоянии разрушается вязко-хрупко (микроскол и ямочный микрорельеф), а после РКУП – с образованием гребней и ступенек или малорельефных участков. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 в исходном состоянии и после РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 2).



Рис. 2. Микрорельеф поверхности ударных изломов стали 10 (РКУП, 4 прохода), испытанной при температурах –196 ^оС (*a*), 20 ^oC (*б*), 50 ^oC (*в*): *a*, *б*, *в* – х4000

С целью повышения ударной вязкости стали 10 после РКУП исследовали влияние температуры последующего нагрева на твердость и ударную вязкость стали после 4 проходов РКУП. Результаты исследования показали, что интенсивное снижение твердости стали 10 начинается при температуре нагрева выше 500-550 0 С. При температуре нагрева до 550 0 С твердость и прочностные свойства стали практически не изменяются. Образцы при испытании на ударную вязкость (КСV) полностью не разрушались. Это свидетельствует о том, что ударная вязкость стали 10 возросла более чем в 6 раз, превышая ударную вязкость стали в исходном состоянии более чем в 3 раза. Результаты исследования структуры стали в ПЭМ показали, что в стали 10 после РКУП даже при температуре нагрева 550 0 С размер зерен практически не изменился; в структуре отсутствует явно выраженная полосчатость, наблюдаемая после РКУП, а границы зерен выглядят более тонкими.

Ударное разрушение аустенитной стали AISI 321 в исходном состоянии и после РКУП, как при комнатной температуре, так и при температуре -196 ⁰С, произошло вязко с образованием ямочного микрорельефа (рис. 3). Причем, обращает на себя внимание тот факт, что глубина пластических зон под поверхностью изломов, полученных при разрушении стали в субмикрокристаллическом состоянии, меньше, чем в исходном состоянии, однако ямки на поверхности излома более глубокие.



Рис. 3. Микрорельеф поверхности ударных изломов стали AISI 321 после РКУП, испытанной при температуре 20 ⁰C (*a*, δ) и –196 ⁰C (*b*): *a* – в очаге разрушения; δ , *b* – в центральной части изломов: *a*, δ , *b* – x1000

В пластических зонах стали AISI 321, как в исходном состоянии, так и после РКУП, обнаружен α -мартенсит, количество которого после РКУП меньше, чем в исходном состоянии. По-видимому, РКУП стабилизирует аустенитную структуру в пластических зонах стали по отношению к мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению. Анализ распределения α -мартенсита в пластических зонах по глубине излома свидетельствует о сильном локальном разогреве материала при ударном разрушении образцов.

Испытания образцов из сплава Д16 на ударную вязкость (КСV) показали, что самую высокую ударную вязкость сплав Д16 имеет после РКУП (0,33 МДж/м2); чуть ниже после закалки + старения (0,31 МДж/м2), а низкую ударная вязкость – в случае отжига (0,23 МДж/м2). Механизм разрушения сплава Д16 после РКУП в субмикрокристаллическом состоянии отличается от механизма разрушения сплава в исходном состоянии после различных видов термической обработки более мелким ямочным строением и отсутствием крупных хрупких фрагментов в микрорельефе ямочного разрушения.

Твердость и ударная вязкость титанового сплава ВТ6 в значительной степени зависят от последующей обработки (табл. 1). Разрушение сплава ВТ6 во всех случаях было вязким с образованием ямочного микрорельефа. После обработки (РКУП + экструзия) (табл. 1) ямки более мелкие и неоднородные по сравнению с исходным состоянием, что свидетельствует о неоднородности структуры сплава после данного вида обработки. После обработки (РКУП + экструзия + ИЗШ + отжиг) – ямки неглубокие с гладкой поверхностью.

Состояние	Исходное состояние	РКУП + экструзия	РКУП + экструзия +		
			ИЗШ +отжиг		
HRC	33,2	42,0	35,3		
KCV, МДж/м ²	0,39	0,15	0,32		
Микрорельеф ударных из- ломов					
	X2,000 10µm 21 50 SEI	X2,000 10µm 19 50 SEI	X2,000 10μm 20 50 SEI		

Таблица 1. Твердость, ударная вязкость и микрорельеф изломов сплава ВТ6

Выводы

В сталях с ОЦК структурой (сталь 10) РКУП, формируя субмикрокристаллическую структуру, не изменяет порог хладноломкости стали, однако сужает интервал вязко-хрупкого перехода. Последующий нагрев повышает ударную вязкость стали при комнатной температуре, т.е. смещает интервал вязко-хрупкого перехода в сторону отрицательных температур.

Трещиностойкость стали 10 в субмикрокристаллическом состоянии в условиях плоской деформации (К_{1с}), а также трещиностойкость аустенитной стали AISI 321 в условиях плоского напряженного состояния (К_с) не уменьшаются по сравнению с исходным состоянием.

Материалы с ГЦК структурой (сталь AISI 321 и сплавы Д16, АК4) и ГПУ структурой (титан, сплав ВТ6), как в исходном, так и в субмикрокристаллическом состояниях, разрушаются вязко с образованием ямочного микрорельефа.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (ГК № 3018) и РФФИ (проект № 11-08-00208).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ДЕФОРМАЦИИ СТУПИЦ МУФТЫ СИНХРОНИЗАТОРА 2108-1701119 ПОСЛЕ ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Ромшина М.А.

ТГУ, Тольятти, Россия ayserica@mail.ru

На Волжском автозаводе для обеспечения прочностных характеристик деталей, в частности ступиц муфты синхронизатора 2108-1701119, 2108-1701149, 2108-1701174 применяется кратковременное газовое азотирование. Преимущества азотирования в сравнении с другими способами химико-термической обработки очевидны, это - относительно низкая энергоемкость производственного процесса, удовлетворительные экологические характеристики процесса, отсутствие линейных и объемных деформаций обрабатываемых изделий, высокое качество их упрочнения.

В 1983 году на Волжском автозаводе внедрено кратковременное газовое азотирование по способу «Нитрок» (фирмы «Айхелин», Австрия). Процесс включает в себя диффузионное насыщение в атмосфере аммиака и экзогаза и охлаждение в масле. Насыщение в атмосфере аммиака и экзогаза в соотношении 1:1 проводят при 570-580^оС в течение 3-4 часов. На поверхности деталей обработанных по способу «Нитрок» формируется плотный слой, состоящий из карбонитрида железа.

Долгое время на OAO «АВТОВАЗ» существовала проблема не удовлетворительной собираемости ступиц муфты синхронизатора. Заготовки ступиц поступаемые с «ДЗПМ» имели низкую плотность из-за которой возникало «сквозное азотирование», что и является причиной «несобираемости». Деформация («раздутие») в основном наблюдается на малом зубе ступицы. Для исключения сквозного азотирования стала применяться операция предварительного парооксидирования.

Целью данной работы является исследование причин единичных случаев «несобираемости» ступиц, а так же оценка целесообразности дальнейшего применения операции предварительного парооксидирования в связи с заявленным («ДЗПМ») улучшением качества заготовок ступиц. Провести сравнительный анализ геометрических размеров ступиц по внутреннему и внешнему диаметру, а так же провести сравнительный анализ плотности деталей.

Ступицы подвержены трению скольжения и истиранию. Из этого следует, что ступицы должны обладать высокой износостойкостью и собираемостью в размер, т.к. внутренними шлицами она надета на шлицы промежуточного вала и удерживается на нем вместе с другими деталями, шайбами и гайкой.

Формовку и спекание заготовок ступиц производят на Димитровградском заводе порошковой металлургии («ДЗПМ»). Механическую обработку, азотирование и сборку – на Волжском автозаводе.

Для исключения явления «сквозного азотирования» на Волжском автозаводе внедрен процесс предварительного (перед азотированием) парооксидирования заготовок ступиц. Окисная пленка перекрывает каналы и другие пустоты, по которым среда проникает в поры и образует карбонитридную фазу на их поверхности. Положительное влияние парооксидирования замечено было, прежде всего, на деталях с низкой общей и локальной плотностью и открытой пористостью.

Для исследования мы проводили химический и металлографический анализ, измеряли твёрдость поверхности и плотность металлокерамической основы, а так же проводили метрологические измерения.

В результате исследования деформированных и годной ступицы выявлена пористость и «сквозное азотирование» на малом зубе., что и показано на рисунке.



Таким образом, проведенное исследование ступиц с «несобираемостью» показало, что вероятной причиной высокой пористости деталей по малому зубу и, как следствие, деформации деталей 2108-1701119 послужило нарушение техпроцесса изготовления деталей из порошкового материала на ОАО «ДЗМП».

Сравнительный анализ измерений внутреннего и внешнего диаметра ступиц не показал существенного преимущества предварительного оксидирования на изменение размеров деталей.

Анализ плотности заготовок показал, что требования нормативной документации соблюдаются, однако контролируется среднее значение плотности, тогда как деформация происходит в основном по малому зубу.

ДЗМП нужно усовершенствовать технологию формовки и спекания заготовок, с целью обеспечения равномерной плотности по всему объему детали, что бы исключить отдельные случаи «несобираемости» ступиц и предоставить Волжскому автозаводу возможность отменить операцию предварительное прарооксидирование. Лаборатории порошковой металлургии УЛИР отработать методику определения плотности по малому зубу заготовок ступиц.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ГРАДИЕНТНОЕ СТРОЕНИЕ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, vaschuk@bk.ru Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

В последние десятилетия находят применение новые способы поверхностного упрочнения, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Среди довольно большого разнообразия методов поверхностного упрочнения в настоящее время интенсивно развивается метод электровзрывного легирования металлов (ЭВЛ), заключающийся в модификации структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника, формировании из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавлении ею поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой.

Импульсный характер обработки приводит к формированию резких градиентов структуры, фазового состава и свойств по глубине зоны легирования и на границе с зоной термического влияния, сопровождается незавершенностью структурнофазовых превращений. Дальнейшее развитие технологии поверхностного упрочнения металлов и сплавов связывают с разработкой комбинированных процессов. Улучшение качества поверхности после ЭВЛ эффективно достигается при дополнительной электронно-пучковой обработке (ЭПО), вызывающей переплавление поверхности легирования.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что после ЭВЛ на поверхности наблюдаются многочисленные деформированные капли продуктов взрыва медной фольги и их взаимодействия с частицами бора. ЭПО сопровождается повсеместным плавлением и сглаживанием рельефа поверхности стали. С увеличением q_e происходит более значительный переплав поверхности. При этом снижается количество и размеры остатков капельной фракции на ней и увеличивается средняя толщина модифицированных слоев. При $q_e = 2,0, 2,5$ и 3,0 ГВт/м², $\tau = 100$ мкс, N = 10 имп. она составляет 28, 35, 41 мкм соответственно. При времени импульса 200 мкс величина она возрастает до 70–80 мкм.

Высокоскоростная кристаллизация расплава приводит к формированию дендритной структуры с осями первого и второго порядка на поверхности (рис. 1)



Рис. 1. Структура дендритной кристаллизации поверхностного слоя стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки

Световая микроскопия поперечных шлифов после химического травления показала (рис. 2), что при ЭПО на поверхности формируется слоистая структура, состоящая из нескольких слоев. Первый слой характеризуется дендритной структурой кристаллизации. Второй имеет зеренную структуру. Третий слой – это зона термического влияния, которая определяется по зернам осветленного перлита.

По глубине слоя № 1, 2 наблюдаются (рис. 2, *a*) включения игольчатой формы. Ранее в работах по электровзрывному алитированию, бороалитированию и меднению и последующей ЭПО стали 45 методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг был проведен послойный анализ структуры зоны обработки, который показал, что на глубине 10 мкм формируются кристаллы мартенсита преимущественно пакетной морфологии, с глубиной на глубине 20 мкм размеры кристаллов мартенсита уменьшаются, наблюдается мартенсит пакетной морфологии. Однако подобную структуру можно наблюдать также при бейнитных превращениях. Исследование шлифов с помощью сканирующей электронной микроскопии позволяет выявить на поверхности слой толщиной 2–3 мкм с включениями частиц размером от 125 до 480 нм (рис. 3 б). С глубиной в пределах 2–3 мкм размер частичек увеличивается.



Рис. 2. Световая микроскопия стали после электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки при $\tau = 100$ мкс, N = 10 имп.: a - q = 2,5 ГВт/м², $\delta - q = 2,0$ ГВт/м²

В слое с дендритной структурой кристаллизации между осями дендритов наблюдаются такие же частицы шарообразной формы. Как и в первом слое, их размер составляет 400...500 нм (рис. 3 *a*). При увеличении интенсивности воздействия наблюдается измельчение структуры.

На рис. 2 б можно увидеть микротрещины, которые направлены вдоль границ зерен. Можно предположить, что вдоль границ зерен располагаются бориды железа (привести формулы). В зоне термического влияния выявляется линзовидная структура, подобная структуре пластинчатого мартенсита. Кристаллы мартенсита наблюдаются и в зернах феррита и в зернах перлита.

Распределение меди в слое подтверждает распределение микротвердости данными рентгеноспектрального анализа (рис. 4), которые показывают наличие меди в слоях 1 и 2. Наличие меди в слое влияет на результаты микротвердости, которые приведены в работе.



Рис. 3. Световая микроскопия стали после электровзрывного боромеднения и дополнительной электронно-пучковой обработки при $\tau = 100$ мкс, N = 10 имп., q = 2,0 ГВт/м²: a - x; $\delta - x$

При увеличении времени воздействия до $\tau = 200$ мкс наблюдается формирование слоя, состоящего из частиц округлой формы размерами ~250 нм. При исследовании этого слоя наблюдается охрупчивание этой структуры (рис. 4).



Рис. 4. Сканирующая электронная микроскопия (a, δ) стали 45 после ЭВЛ и последующей ЭПО с параметрами $q = 2 \Gamma B \tau / M^2$, N = 10 имп., $\tau = 200$ мкс.

Микротвердость этого слоя составляет 1000 – 1200 HV. Следует отметить неоднородность этого слоя, которая выявляется методами световой микроскопии и измерениями микротвердости. На глубине 20 мкм наблюдается разброс микротвердости от 700 до 1200 HV. Также как и при $\tau = 100$ мкс формируются слои с дендритной и зеренной структурой кристаллизации, зона термического влияния, плавно переходящая в основу.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0693).

ФРАКТОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Батаев В.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, <u>vaschuk@bk.ru</u>

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

В последние годы развивается новый метод комбинированного поверхностного упрочненияметаллов и сплавов, включающий в себя электровзрывное легирование (ЭВЛ) и последующую электронно-пучковую обработку(ЭПО).Импульсный характер ЭВЛ,которое заключается в оплавлении поверхности и насыщении расплава продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой, приводит к формированию резких градиентов структуры, фазового состава и свойств по глубине зоны легирования и на ее границе с зоной термического влияния, сопровождается незавершенностью структурно-фазовых превращений. Улучшение качества поверхности после ЭВЛ достигается при последующей ЭПО, в режимах обработки, вызывающих переплавление поверхности

легирования. В настоящей работе представлены результаты исследования изломов стали 45 после такой комбинированной обработки.

Обработке подвергали образцы из отожженной стали 45 цилиндрической формы диаметром 20 и высотой 5 мм. ЭВЛ проводили в режиме при поглощаемой плотности мощности $q_p = 8,6 \ \mbox{PBT/M}^2$. Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу 35 мг, масса порошка бора,размещаемого в области взрыва, составляла 20 мг. Это обеспечивало соотношение атомной концентрации бора и меди в струе3,6:1. ЭПО обработку проводили на установке «Соло» (ИСЭ СО РАН)при поглощаемой плотности мощности $q_e = 3,0 \ \mbox{PBT/m}^2$, длительностиимпульсовт= 100 и 200 мкс, частотеих следования $f = 0,3 \ \mbox{Гц}$ и числеN= 10.Измерение толщины слоев и изучениефрактографии изломов проводили с использованием сканирующего электронногомикроскопaCarlZeiss EVO50.

Исследования показали, что после электровзрывного боромеднения поверхностный слой разрушается по хрупкому механизму с ручьистым изломом (рис. 1*a*, *б*). Выделяется тонкий приповерхностный слой толщиной 1...2 мкм. Общая толщина слоя хрупкого разрушения с мелкозернистой структурой составляет 8...10 мкм, что соответствует толщине зоны ЭВЛ.

После ЭПО при $\tau = 100$ мкс средняя толщина зоны переплавления составляет 20 мкм (рис.2). Изломы имеют слоистое строение, в котором можно выделить приповерхностный слой толщиной около 3 мкм с мелкозернистой структурой, промежуточный слой толщиной 7 мкм, размер зерен в котором составляет 0,5...1,5 мкм, приграничный слой толщиной 10 мкм с ручьистым строением, которое характерно для хрупкого разрушения. Под ним располагается слой толщиной 6 мкм с вязким изломом, характерным для зоны термического влияния, ямки излома в которой меньше, чем в основе. В некоторых местах (рис. 2, δ) зона упрочнения отслаивается от основы, что указывает на высокий уровень термических напряжений, действующих на границе раздела после обработки в данном режиме. После ЭПО при $\tau = 200$ мкс также наблюдается слоистая структура излома (рис. 3). Приповерхностный слой толщиной 6 мкм и промежуточный слой толщиной 10 мкм имеют мелкозернистую структуру, приграничный слой толщиной 20 мкм разрушается по механизму ручьистого излома. Зона термического влияния толщиной 5 мкм имеет вязкий излом. Отслоения модифицированных слоев от основы не наблюдается.



Рис. 1. Структура поверхности излома стали 45 после электровзрывного боромеднения



Рис. 2. Структура поверхности излома стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей ЭПО при т = 100 мкс



Рис. 3. Структура поверхности излома стали 45 после электровзрывного боромеднения и последующей ЭПО при $\tau = 200$ мкс

Таким образом, влияние ЭПО в выбранных режимах приводит к увеличению глубины зоны упрочнения и измельчению ее структуры. При этом увеличение длительности импульса приводит к увеличению глубины зоны переплавления и сглаживанию упругих напряжений на границе ее раздела с основой.

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

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ

Бащенко Л.П., Ефименко И.Т., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, <u>budovskikh@mail.ru</u>

В последние годы получили развитие исследования в области упрочнения поверхности с использованием импульсных плазменных струй. Одним из таких способов поверхностного упрочнения является электровзрывное легирование (ЭВЛ), которое осуществляется путем воздействия на поверхность импульсных многофазных плазменных струй продуктов электрического взрыва проводников. Дополнительное повышение качества поверхности после ЭВЛ может быть достигнуто путем ее электронно-пучковой обработки (ЭПО) с использованием импульсно-периодических источников с плазменным катодом. ЭВЛ и ЭПО хорошо сочетаются друг с другом по таким параметрам как поглощаемая плотность мощности (порядка 10^5-10^6 BT/cm²), время импульса ($10^{-5}-10^{-4}$ с), площадь (до 10 см²) и глубина (порядка 10 мкм) зоны упрочнения.

Целью работы явилось изучение влияния режимов импульсно-периодической электронно-пучковой обработки (ЭПО) на микротвёрдость поверхностных слоев технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутых электровзрывному науглероживанию.

Легирование осуществляли электровзрывом углеграфитовых волокон при поглощаемой плотности мощности q = 5,5 ГВт/м2. Использовали следующие режимы ЭВЛ: 1) двукратное науглероживание путем электрического взрыва УГВ; ЭПО на установке «Соло» поверхности после ЭВЛ осуществляли изменяя поверхностную плотность энергии E_s , значения которой составляли 45, 50, 55 и 60 Дж/см². Время импульсов τ было равно 100 и 200 мкс. Это обеспечивало поглощаемую плотность мощности q, равную 2,25, 2,50, 2,75, 3,0, 4,5, 5,0, 5,5, и 6,0 ГВт/м². Число импульсов обработки N составляло 5, 10 и 20. Анализ результатов обработки проводили методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости.

Исследования показали, что электровзрывное науглероживание титана приводит к легированию зоны оплавления не только плазменным компонентом струи, но и конденсированными частицами продуктов взрыва углеграфитовых волокон, состоящих из отдельных микрофибрилл и обладающих большой площадью внутренней поверхности. Они хорошо смачиваются расплавом титана и в результате конвективного перемешивания равномерно распределяются по глубине вплоть до границы с основой. Такая структура обусловливает возможность ее дальнейшей модификации с целью растворения графита и увеличения содержания карбида титана.

Последующая ЭПО приводит к формированию в зоне легирования двух слоев. Поверхностный слой (рис. 1) в основном состоит из карбида титана (рис. 2), а подповерхностный имеет трехфазную структуру. В нем наблюдаются частицы волокон и карбида титана глобулярной и дендритной морфологии, расположенные в металлической матрице твердого раствора углерода в титане.

Распределение микротвердости по глубине отражает двуслойное строение зоны легирования. При переходе от одного слоя к другому ее значения изменяются в 1,5...2,5 раза, а в пределах каждого слоя остаются почти неизменными. Увеличение *q* приводит к незначительному уменьшению микротвердости в обоих слоях. Наиболее сильное изменение наблюдается при N = 20 имп. В этом случае микротвердость в поверхностном слое меняется от 2800 до 2000 *HV*, а в приповерхностном от 1300 до 1000 *HV* при увеличении *q* от 2,25 до 6,0 Вт/см² соответственно.

Влияние числа импульсов также незначительно. Так при плотности мощности $q = 2,25 \text{ ГВт/м}^2$ и *N*, равных 5, 10 и 20 имп., *HV* в поверхностном слое составляет 2300, 2600 и 2800 *HV* соответственно.



Рис. 1. Структура зоны электровзрывного науглероживания титана ВТ1-0 после электронно-пучковой обработки



Рис. 2. Дифрактограмма поверхности титана ВТ1-0 после комбинированной обработки

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ №№ 11-02-91150-ГФЕН а и 11-02-12091-офи-м-2011.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЯ

Камышанченко Н.В., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С., Печерина О.А.

Цирконий, нашедший широкое применение в конструкционных материалах, в частности, для оболочек топливных элементов в ядерных реакторах, в сплавах в качестве легирующих элементов, обладает рядом ценных технологических свойств. В связи с этим представляет интерес комплексное изучение влияния механикотермической обработки на различные свойства циркония.

Циркониевые пластины при температуре 500°С подвергались прокатке на прокатном стане ВЭМ-3 СМ с остаточной деформацией 75% с обжатием за проход 15-20%. Отжиг листового материала производился в вакуумной печи с остаточным давлением не ниже 10^{-5} Па при температурах 600°С, 700°С, 800°С, 850°С в течение 60 минут с последующим охлаждением с печью до комнатной температуры в течение 10 часов. Из прокатанных листов вырезались образцы на электроэрозионной установке «Sodick AQ 300 L» вдоль прокатки с шириной рабочей части 2 мм и длиной 12 мм. Растяжения осуществлялось на испытательной машине «INSTRON 5882» со скоростью нагружения 1,5 мм/с при комнатной температуре. Для металлографических исследований с целью проведения анализа структуры и морфологии α-фазы циркония образцы подвергались механической шлифовке и травлению. Размеры зерна определяли с помощью микроскопа «OLYMPUS G71». Сигналы акустической эмиссии регистрировались с частотой дискретизации (частотой «взятия» отсчетов непрерывного во времени сигнала) 1 МГц. Электрический сигнал, полученный от преобразования механических процессов в образце пьезоэлектрическим датчиком, регистрировался компьютером с помощью АЦП L783.

Результаты исследования и их обсуждение

В табл. 1 приведены экспериментальные параметры исследуемого циркония после горячей прокатки и последующего отжига.

Таблица 1

N₂	Темпера- тура отжи- га, °С	Размер зерна (<i>d</i>), мкм	Микро- твердость, HV	σ _{0,2} , ΜΠa	σ _в , МПа	Деформа- ция при растяже- нии, %
1	600	5,1	110	214	266	20
2	700	22,8	115	125	191	32
3	800	120,4	118	122.7	183,6	24
4	850	155	125	80	135,9	21

В образцах циркония отожженных при 600°С формируются зерна размером в основном 5-10 мкм. Макроструктура образца от 700°С характеризуется упорядоченностью мелкокристаллической структуры со средним размером зерна 22,8 мкм. Произошли изменения и в значениях механических параметров: $\sigma_{0,2}$ =125 МПа, $\sigma_{\rm B}$ =191 МПа, что существенно отличается от аналогичных параметров образцов от 600°С.



Рис. 1. Макроструктура циркония после нагрева 600°С (а), 700°С (b), 800°С (c), 850°С (d)

С повышением температуры нагрева до 800°С наблюдается заметный рост зерен (120 мкм), при этом они имеют приближенную по конфигурации сферическую форму.

Процессы, происходящие в ходе роста зерен, приводят к образованию дополнительного внутреннего напряжения, что предположительно способствует образованию двойников.



Рис. 2. Развитие АЭ в процессе деформации растяжением циркониевых образцов, после отжига 600°С (*a*), 700°С (*b*), 800°С (*c*) и 850°С (*d*)

Сигналы акустической эмиссии (АЭ) позволяют сделать анализ внутреннего состояния дефектной структуры циркония, прошедшего описанные стадии отжига (рис. 2). Изменение механических параметров, как и активность АЭ, зависят от дефектного состояния кристаллической структуры циркония. Большое количество дефектов приводит к образованию большого количества источников АЭ при деформировании, а значит и более высоким значениям регистрируемой активности АЭ. [1]Активность и амплитуда электрического сигнала АЭ после отжига 600°С и 700°С

отличаются небольшой плотностью и величиной сигналов (рис. 2, *a*, *b*). После отжига 800°С активность и амплитуда АЭ резко возрастает, проявляется на всех участках кривой деформации (рис. 2, *c*). С увеличением температуры до 850°С отжига активность АЭ падает, что говорит, скорее всего, о снижении внутренних напряжений и, соответственно, означает как уменьшение количества дефектов, так и упорядоченное их распределение в объеме кристаллического строения (рис 2, *d*).

1. Грешников В.А., Дробот Ю. Б. Акустическая эмиссия. М.: Изд-во стандартов, 1976, 272с.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЧИСТОГО НИКЕЛЯ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Камышанченко Н.В., Печерина О.А., Гальцев А.В.

НИУ БелГУ, Белгород, Россия, <u>pechora120@mail.ru</u>

На механическое поведение поликристаллических материалов, в частности, на их пластические и прочностные характеристики, существенное влияние оказывает размер зерна.

В данной работе изучены микромеханические свойства высокочистого никеля после отжига в диапазоне температур от 700 – 1000 °С.

Никелевые образцы вырезались на электроэрозионном станке «Sodick AQ300L» с шириной рабочей части 2 мм и длиной 12 мм, затем обжигались в вакуумной печи СНВЭ 131/14 с остаточным давлением не ниже 10⁻⁵ Па в течение 60 минут с последующим медленным охлаждением с печью со скоростью ~1,6 °C /мин.

После отжига образцы подвергались механической шлифовке и полировке, а затем с целью выявления структуры протравливались. Исследуемые образцы испытывали на универсальной испытательной машине «Instron 5882» на статическое растяжение со скоростью нагружения 1,5 мм/мин. Определяли значения условного предела текучести и предела прочности. Макроскопические исследования проводили с помощью растрового микроскопа «Оlympus G71». Измерение микротвердости, по торцу образца, проводили с помощью автоматического микротвердомера на базе «DM8B».

Темпе-Микротвердость, HV 0,1 Размер Предел Предел прочратура зерна, текучести, по границе на стыке ности, (МРа) отжига, в зерне (MPa) мкм двух зерен трех зерен °C 700 31,05 152 159 161 434,68 179,01 800 48.08 139 141 147 455,12 91.44 900 50,88 141 151 155 410,98 152,09 1000 49.63 133 139 142 357,16 113.38

Результаты измерений представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Дополнительно были проведены измерения микротвердости в зерне, по границе двух смежных зерен и на стыке трех зерен.



Рис.1. Зависимость микротвердости никеля от температуры отжига: 700 °С (*a*), 800 °С (*б*), 900 °С (*в*) и 1000 °С (*г*). Здесь 1 – микротвердость в зерне; 2 – на границе двух смежных зерен; 3 – на стыке трех зерен.

Из полученных результатов следует, что микротвердость имеет систематическую зависимость от температуры отжига во всех трех местах исследования. С повышением температуры от 700 °С и выше микротвердость в зерне снижается. Не однозначно изменяется микротвердость на границе двух зерен, с повышением температуры отжига не наблюдается заметного расхождения между значениями микротвердости на границе двух смежных зерен и на стыке трех зерен. Величина микротвердости при этом уменьшается в сравнении со значениями микротвердости при 700 °С. Полученные закономерности микротвердости коррелируют с изменением размеров зерна в результате повышения температуры отжига, что свидетельствует о термически активированном дислокационном механизме, протекающем в объеме зерна.

НАВЕДЕНИЕ ТЕРМОЭДС В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ НАГРЕВЕ

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

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, г. Витебск, <u>ita@vitebsk.by</u>

²Витебский государственный технологический университет, Беларусь, г.Витебск

Для изучения термокинетической ЭДС [1,2] в никелиде титана использовали прямой способ измерения с помощью цифрового милливольтметра [3]. Исследования проводились на проволочных образцах из сплава титана и никеля Ti-50ar.%Ni длиной 40мм (длина рабочей части 30мм) и диаметром 0,6мм. Предварительно образец был отожжен при температуре 700°С в течение 30 мин на воздухе. Анализ зависимости теплового потока от температуры образцов указывает, что в образцах прямой фазовый переход осуществляется по схеме B2 \rightarrow B19'. Обратный фазовый переход идет по схеме B19' \rightarrow B2. Характеристическая температура окончания обратного фазового перехода составила $A_{\kappa} = 79^{\circ}$ С.

Скорость перемещения зоны нагрева составляла 0,44 см/с, а максимальная температура в зоне нагрева –100°С. В процессе измерения зона нагрева смещалась вдоль образца сначала в одну сторону, а затем в другую, потом цикл измерений повторяли. Направление перемещения зоны нагрева на рисунках указано стрелкой (рисунок 1). Как видно существует зона роста термокинетической ЭДС от 0 до установившегося значения ±0,2 мВ. Это связанно с инерционностью процесса нагрева зоны образца. Для выбранного образца термокинетическая ЭДС почти постоянна по величине. При изменении направления перемещения на противоположное полярность ЭДС также изменяется.



Рис. 1. Зависимости распределения термокинетической ЭДС по длине образца

Зависимости распределения термокинетической ЭДС по длине проволочного образца никелида титана при циклировании (рисунок 2) показывают, что в первых циклах измерений существует зона роста термокинетической ЭДС от 0 до некоторого установившегося значения. При дальнейшем перемещении области нагрева величина термокинетической ЭДС стабилизируется по абсолютному значению и знаку. При этом после каждого цикла измерений значение термокинетической ЭДС падает, и уже после 50-ого цикла термокинетической ЭДС не наблюдается, т.е. участок постоянной по величине ЭДС отсутствует.



Рис. 2. Изменение термокинетической ЭДС при циклировании

На зависимостях термоЭДС от времени существуют два экстремума ЭДС, соответствующие началу процесса измерений (рисунок 3, точка А) и прекращению нагрева образца (рис. 3, точка Б). При этом первый экстремум начинает появляться после 20-ого цикла измерений, а второй – уже после 5-ого цикла.



Рис. 3. Зависимость распределения термокинетической ЭДС для 40 цикла

Такое поведение термокинетической ЭДС связано с изменением характеристических температур при термоциклировании образца TiNi (рис. 4). К 15 циклу в материале появляется R-фаза, и образец при охлаждении до комнатной температуры полностью не переходит в низкотемпературную мартенситную фазу B19' (рис. 4, *a*), т.е. не происходит полного фазового превращения. Характеристические температуры уменьшаются в среднем на 20-25°С. После 40 цикла характеристические температуры стабилизируются и практически не изменяют свою величину.



Рис. 4. Калориметрические кривые никелида титана при термоциклировании: *а* – прямой фазовый переход, *б* – обратный фазовый переход

Таким образом, установлено, что движение зоны нагрева в образцах никелида титана вызывает возникновение постоянной по величине и направлению электродвижущей силы. При изменении направления перемещения на противоположное полярность ЭДС изменяется. Наведение термокинетической ЭДС в никелиде титана, обладающем эффектом памяти формы, обусловлено протеканием термоупругих фазовых переходов в зоне нагрева. Термоциклирование образца приводит к уменьшению значения термокинетической ЭДС от 0,2мВ до 0,05мВ, и уже к 50-ому циклу исчезает участок постоянной по величине ЭДС, т.е. термокинетической ЭДС не наблюдается.

Причиной возникновения ЭДС, возможно, является наличие контактной разности потенциалов между нагретым и ненагретыми участками TiNi, находящимися в разных фазовых состояниях [2].

Список литературы

- 1. В.Л. Шушкевич, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. Термоэлектронные явления в TiNi // Сборник материалов XLIII международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 27 сент. 1 окт. 2004 г.: в 2 ч. Витебск, 2004. Ч.1. С. 345-346.
- Е.Ф. Фурмаков Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. - Санкт-Петербург, 1999. - Вып. 21. - С. 377-378.
- Буркина, О.А. Особенности наведения ЭДС в сплаве никелида титана / О.А. Буркина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. // Научно-техническая конференция молодых ученых «Инновации в науке, промышленности и образовании»: сборник материалов, Витебск, 28-29 октября 2010 г. / ГНУ ИТА НАНБ. – Витебск, 2010. - С.48-52.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Марченков В.В., Брытков Д.А., Антонова О.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия <u>timpt@mail.ru</u>

Выполнено исследование влияния интенсивной пластической деформации под высоким давленим на механическое сопротивление сдвиговой деформации, структурные превращения меди, никеля, и медноникелевого сплава и их электро- и магнитосопротивления.

Деформацию образцов в форме дисков диаметром 5 мм и начальной толщиной 0,30 мм проводили методом сдвига под высоким давлением в камере Бриджмена при холодной (293 К) и низкотемпературной (80 К) деформации. Измерение электросопротивления монокристаллических и субмикрокристаллических (СМК) образцов проводилось в интервале 4,2-293 К. Исследования поперечного магнитосопротивления были выполнены в интервале температур 4,2–100 К и в магнитных полях до 15 Тл. Структуру материалов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии и методом дифрактометрии в синхротронном излучении.

Измерение сопротивления сдвигу при постоянном сжатии имеет вид кривой, состоящей из двух частей: параболической части дефомационного упрочнения и фрагментации на состояние диссипации при конкретных температурно-скоростных условиях, и из участка, соответствующего выходу структуры на полную диссипацию зависимости сопротивления сдвигу от степени деформации, являющемся линейным и близким к константе.

При измерении электрических свойств никеля, обнаружено, что удельное электросопротивление СМК образцов имеет большее значение по сравнению с сопротивлением монокристаллических образцов во всем интервале температур. Температурные зависимости для моно- и наноструктурных образцов качественно подобны. Остаточное сопротивление СМК образцов примерно в 4 раза превышает сопротивление исходных образцов.

Измерения полевой зависимости поперечного магнитосопротивления показали, что при T = 4,2 К относительное магнитосопротивление $\Delta \rho_{xx} / \rho_0$ возрастает с полем как для моно- так и для СМК образцов. При этом в поле 15 Тл значение $\Delta \rho_{xx} / \rho_0$ для монокристаллического образца превышает значение относительного магнитосопротивления СМК образца примерно в 4 раза. С ростом температуры $\Delta \rho_{xx} / \rho_0$ уменьшается для обеих структур, при температуре около 100 К принимает близкое к нулю значение. Аналогичные результаты получены для сплава Ni68at.%-Cu.

Работа выполнена при поддержке Проектов Президиума РАН №№ 09-П-2-1036, 09-П-2-1019.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Кочергина Ю.А.¹, Карыев Л.Г.², <u>Федоров В.А.¹</u>, Скородумов П.А.¹

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

² Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета, Новый Уренгой, Россия

jukova_knp@mail.ru

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

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

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

При исследовании поверхностей (100) было обнаружено, что Au диффундирует в кристалл. Это сопровождается образованием несплошностей, которые представляют собой полости, ограниченные криволинейными поверхностями второго порядка. Средняя величина вскрытия полостей составляет от 30 до 120 мкм, максимальная глубина полостей в кристалле достигает ~0,8 мм для NaCl. Для LiF средняя величина вскрытия полостей составляет от 50 до 100 мкм, максимальная глубина в кристалле достигает ~1 мм.

Во всех случаях в вершинах полостей наблюдали частицы вещества, которые приводят к возникновению микротрещин по плоскостям (110), ($\overline{1}10$) и дополнительных сколов вблизи вершины по плоскостям (011), (101), ($\overline{1}01$), ($\overline{0}\overline{1}1$). Это связано с возникновением термоупругих напряжений из-за разницы коэффициентов термического расширения кристалла и частиц, находящихся внутри полости.

Использование ИК-Фурье спектрометра позволило получить спектры пропускания для кристаллов LiF в исходном состоянии и после легирования в условиях термоэлектрического воздействия. Отмечено снижение коэффициента пропускания в диапазоне длин волн 7,7–9 мкм ~ на 12% и в области максимумов 12,1 мкм и 13,29 мкм ~ на 7%.

Элементный анализ частиц показал наличие металла (Au) и матричных элементов (Na, Cl). При исследовании распределения элементов в направлениях {100}, {011} обнаружено увеличение содержания золота в области границы перехода до 26 At%. Концентрация Au в объеме кристалла достигает 1–2 At%.

Морфологические изменения поверхностей кристаллов с внедренными металлическими частицами при термоэлектрическом воздействии обусловлены протекающими химическими твердофазными реакциями, а также процессами диффузии. На ранних стадиях нагрева преобладает примесная проводимость, что способствует ускорению процессов диффузии металла. Как результат появление частиц металла, внедренных в кристаллическую решетку. Подтверждением существования частиц Au в кристалле может быть уменьшение коэффициентов пропускания в ИК диапазоне. С увеличением температуры возрастает вероятность химических реакций. На примере NaCl, взаимодействие металла с хлором приводит к образованию хлорида золота. Это химическое взаимодействие является основной причиной, разрушающей кристаллическую решетку хлорида натрия. Кроме того, плотность соединений золота (~ 4,7 г/см³) больше в сравнении с плотностью хлорида натрия (~ 2,165 г/см³). Изза различия объемов образующегося вещества и исходного, а также сгорания Na появляются пустоты в кристаллической решетке в виде полостей.

При исследовании поверхности (001) кристаллов LiF с частицами Au было обнаружено появление игольчатых кристаллических структур на границе кристаллметалл, что связано с распределением центров кристаллизации (частиц Au) по поверхности (001) в ходе эксперимента и последующей кристаллизацией при охлаждении образца.

Далее были исследованы механические свойства кристаллов с внедренными частицами металла. Исследования проведены на жесткой испытательной машине Instron 5565. Образцы NaCl, LiF с частицами испытывали на сжатие со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин.

Различие образцов (исходных и термообработанных с частицами) сказывается на деформационных параметрах, таких как предел упругости, предел прочности, общая величина деформации и среднее значение коэффициента упрочнения (для образцов с частицами Au изменяются в сторону увеличения).

Изменение деформационных параметров, таких как модуль упругости, предел прочности и среднее значение коэффициента упрочнения, кристаллов с частицами обусловлено в первом случае внедрением частиц Au в кристаллическую решетку и во втором – закреплением, дислокаций примесными атмосферами.

При сжатии ЩГК пластическое течение локализуется в определенных зонах. Выделяют [1] несколько стадий, на каждой из которых развитие разрушения обусловлено движением очагов пластического течения с различными скоростями, характерными для каждой стадии. В случае исследования ионных кристаллов с частицами Au, вероятно, происходит замедление движения таких зон локализованной пластической деформации. В результате чего имеют место эффекты упрочнения и увеличения общей деформации исследуемых образцов.

Список литературы

 Баранникова С.А., Надежкин М.В. О локализации пластической деформации при сжатии щелочно-галоидных кристаллов. // V Международная конференция с элементами научной школы для молодежи «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (MPFP-2010) 21-26 июня 2010 года, г. Тамбов. Сб. трудов. – С. 1143-1147.

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

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОГЕРЕНТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ПОВЕРХНОСТЬЮ КРИСТАЛЛОВ GaAs

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

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

Первая серия экспериментов проводилась на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий алюминиевого граната легированного ниодимом (Nd:YAG), с длиной волны 1,064 мкм. Характерный размер лазерного пятна, падающего на поверхность, не превышал 0,32–0,6 мм. Энергия импульса лазерного излучения варьировалась в пределах от 0,12–2 Дж с длительностью 3 мс. Использовались кристаллы GaAs толщиной 0,95 мм.

Во второй серии экспериментов производилось комбинированное воздействие лазерного излучения и УФ на кристаллы GaAs. Облучение образцов проводили с помощью ртутно-кварцевой лампы ПРК-2 с длиной волны $\lambda = 250 \div 410$ нм, температура образцов оставалась постоянной, время варьировалось от 1 часа до 5 часов. Индентирование кристаллов проводили на ПМТ-3 при нагрузке 100 г.

При воздействии лазерного импульса на кристаллы GaAs наблюдалось оплавление поверхности. Зона воздействия лазерного излучения характеризуется интенсивной рекристаллизацией, с образованием дендритов (древовидный отросток кристаллической фазы рис. 1 *a*)).



Рис. 1. Характерный вид кратера после воздействия лазерного излучения (*E* = 0,35 Дж): *а* – необлученный УФ; *б* – предварительно облученный УФ.

В образцах, предварительно облученных УФ, наблюдается увеличение размеров дендритов, образующихся из расплава, в отличие от необлученных (рис. 1 δ)). Важно заметить, что рост дендритов происходит из центра кратера к его периферии. На поперечном сколе образца в месте воздействия лазерного излучения виден канал пробоя, где происходит кристаллизация. Можно заметить, что рост кристаллов происходит от межфазной границы раздела жидкого материала с твердой матрицей, а на поверхности наблюдается противоположная картина. Это происходит из-за того, что температуропроводность твердой фазы больше, чем температуропроводность воздуха, поэтому процессу рекристаллизации предпочтительней происходить в ванне расплава от твердой стенки к центру, а на поверхности наоборот. Было установлено, что микротвердость в зоне воздействия уменьшается на 40–50%. Микротвердость образцов, предварительно облученных УФ, уменьшается в среднем на 10% в отличие от необлученных. Таким образом, в процессе воздействия лазерного излучения на кристаллы GaAs происходит рекристаллизация зоны облучения, при этом, вероятно, происходит рост кристаллов с кристаллографической ориентацией отличной от ориентации матрицы образца. Наибольшее изменение микротвердости наблюдается при малых временах облучения УФ (до 1 часа).

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЩГК ПОСЛЕ **В**-ОБЛУЧЕНИЯ

Новиков Г.В., <u>Федоров В.А.,</u> Чиванов А.В., Нестеров К.О.

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

Известно, что облучение щелочно-галоидных кристаллов различными видами частиц вызывает упрочнение. Одним из методов исследования механических характеристик поверхности материалов является измерение их микротвердости. Известно, что при формировании дислокационной структуры розетки, возникающей под воздействием сосредоточенной нагрузки, наблюдаются все элементарные процессы, происходящие при пластической деформации: зарождение дислокаций, их движение, размножение и взаимодействие. Эти процессы, зависят от наличия и плотности различных структурных нарушений, имеющихся в кристалле и вводимых посредством облучения, которые влияют на размеры и форму розетки. Существуют несколько отличных друг от друга механизмов деформации кристалла происходящих при формировании отпечатка, краудионный, обусловленный межузельным массопереносом, процессы развития под индентором дисперсного нанокристаллического состояния и механизм связанный с фазовыми превращениями на поверхности. В разных условиях на процесс формирования отпечатка влияют различные механизмы, следовательно, существует необходимость проведения исследований влияния деформации на формирование отпечатка в зависимости от воздействия на ШГ кристалл.

Цель работы: исследовать морфологические особенности пластической деформации ЩГ кристаллов при локальном воздействии после облучения.

В качестве образцов использовали кристаллы LiF и NaCl, которые облучали в электронном микроскопе в условиях высокого вакуума. После облучения образцы подвергали испытанию на ПМТ–3. Исследование морфологических особенностей локального деформирования кристаллов после облучения проводили на оптическом микроскопе ММР–2Р и атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura.

Облучение электронами ЩГ кристаллов инициирует протекание в них различных процессов, таких как распад электронных возбуждений, с образованием различных точечных дефектов, разогрев поверхности до температур порядка 500 К в результате торможения электронов в приповерхностном слое кристаллов, возникновение наведенного электрического поля, способствующего движению заряженных точечных и линейных дефектов. При деформации облученных кристаллов, микротвердость всех образцов увеличивалась по отношению к исходному значению, кроме того, замечено, что зоны локального воздействия облученных образцов отличаются от образцов не подверженных облучению. Так в кристаллах фтористого лития после облучения в течение часа образуется наноразмерный слой охрупченной поверхности характеризующийся высоким содержанием дефектов в отличие от кристаллов каменной соли, в которых не обнаружено образование такого слоя. После индентирования с нагрузкой 0,2 H, в местах локального воздействия видны части разрушенного слоя возле граней отпечатка и в самом отпечатке. В местах воздействия граней пирамиды на

кристалл, помимо растрескивания поверхностного слоя, видна серия полос деформации, выявляемая на атомно-силовом микроскопе (рис. 1*а*, *б*), представляющая собой чередующиеся выступы и впадины (рис. 2), и не имеющие определенной кристаллографической направленности. В кристаллах каменной соли наблюдается аналогичное явление.



Рис. 1. Область воздействия пирамиды Виккерса на облученный кристалл LiF (a), NaCl (б)



Рис. 2. Профилограмма для области воздействия грани пирамиды на кристалл NaCl.

Морфологические особенности картин разрушения поверхностей кристаллов обусловлены большей величиной пластичности кристалла NaCl в сравнении с LiF. Вследствие чего, образующийся рельеф в кристаллах LiF сопровождается растрескиванием нанослоя образующегося на поверхности кристалла после облучения.

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

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ БИОАКТИВНЫЕ ПЛАЗМОНАПЫЛЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Протасова В.А., Гомон Е.В., Протасова Н.В.

Саратовский государственный технический университет, Саратовский государственный аграрный университет, г. Саратов, Россия, <u>natprot2011@yandex.ru</u>

Наноматериалы в настоящее время достаточно часто упоминаются, хотя иногда безо всякой необходимости в этом. Такая ситуация во многом объясняется отсутствием достаточной информации об этих терминах и областях их применения.

В конце XX века достижения науки и высоких технологий убедительно продемонстрировали, какие громадные возможности сулит использование специфических явлений и свойств вещества в нанометровом диапазоне размеров. Особое состояние атомов на поверхности нанообъектов отличает упорядочение и самоупорядочение атомов и молекул на нанометровых расстояниях. Аналогичная картина имеет место в живой природе в биологических объектах, в промышленных изделиях это может дать поразительные результаты.

Под термином «нанотехнология» специалисты понимают создание и использование материалов, устройств и систем, структура которых регулируется в нанометровом масштабе, т.е. в диапазоне размеров атомов, молекул и надмолекулярных образований. Наноструктуры созданные с использованием атомно-молекулярных элементов, представляют собой мельчайшие объекты. Такие структуры характеризуются новыми физическими, химическими и биологическими свойствами и связанными с ними явлениями.

Несмотря на уровень развития технологий в области имплантологии, не все пациенты могут позволить себе имплантаты. Причиной этому может стать отсутствие достаточного количества костной ткани. Проблему атрофии костной ткани решает костная пластика. Костная пластика-трансплантация костной ткани с целью замещения дефектов кости и биологической стимуляции регенерации костной ткани. Различают следующие виды костной пластики: аутопластику, аллопластику, ксенопластику, синтетическую пластику.

Работа посвящена эффективности лечения дефектов и повреждений зубных рядов с применением внутрикостных имплантатов комбинированной конструкции характеризуемой наличием биокомпозиционного покрытия. Основа таких имплантатов изготавливается из прочного биосовместимого материала, воспринимает механические нагрузки от зубного протеза и передает их окружающим биотканям. Материалы имплантата и покрытия должны быть биосовместимыми и обладать такими свойствами как бионертность, нетоксичность, коррозионная стойкость, отсутствие стимулирования опухолеобразования и вредного воздействия на кровь.

Исследования и совершенствование качества данной системы нельзя считать завершенными, т.к. процент отторжений существует. Присутствие на поверхности покрытия участков с различной интенсивностью остеоинтеграции можно объяснить неравномерностью распределения напыляемых частиц гидроксиапатита по площади пятна напыления, что связно с термокинетическими характеристиками плазменной струи.

Для улучшения остеоинтеграции применяют два способа формирования равномерного по толщине покрытия:

-используя систему экранов, отсекающих часть потока частиц и обеспечивающих за счет этого более равномерное покрытие;

- рассчитывая оптимальное расстояние между соседними траекториями плазмотрона с последующим определением технологических условий напыления, при которых напыляемая поверхность окажется покрытой равномерной сеткой траекторий плазмотрона.

Элементный состав покрытия изучается методом лазерного спектрального микроанализа на установке «Спектр-2000», несплошность покрытия определяется с помощью анализатора изображений микроструктур АГПМ-6М на базе микроскопа «Биолам-М» с использованием специальной компьютерной программы PlotCalc.

- 1. Плазменное напыление в электронике и биомедицинской технике/В.Н. Лясников, Н.В. Протасова Саратов: СГТУ,2010.
- Свойства порошковых плазмонапыленных покрытий, используемых в электронной технике и имплантологии/Н.В. Протасова, С.Н. Барабанов, А.А.Караваев, А.М. Сакалла -Саратов: СГТУ, 2007
- 3. Стоматологические имплантаты / А.В. Лясникова, А.В. Лепилин, Н.В. Бекренев, Д.С. Дмитриенко-Саратов: СГТУ, 2006

ФРАКТАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАЗМОНАПЫЛЕННЫХ БИОКЕРАМИЧЕКИХ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Штейнгауэр А.Б., Лясников В.Н., Фомин А.А., Папшев В.А., Мезенцов С.А.

Саратовский государственный технический университет, Саратов, Россия <u>fmtm@sstu.ru</u>

Одной из функциональных характеристик поверхности биосовместимых покрытий таких изделий как внутрикостных имплантатов является морфологическая гетерогенность. Данный показатель характеризуется количеством элементов поверхности, параметрами микрорельефа, а также фрактальной размерностью. Анализ последней характеристик является затруднительным, т.к. условия получения изображений различных структур зависят от метода визуализации и сопутствующих факторов.

Костная ткань и сформированная в ней полость для установки внутрикостного имплантата является сложной морфологически гетерогенной системой, обладающей высокой удельной прочностью и разнообразным клеточным составом. Анализ нанометровой структуры минеральных биоматериалов образцов костной ткани позволяет определить характеристики костных трабекул с пластинками гидроксиапатита (ГА). Их размеры принимают значения от 30 до 200 нм (рис. 1 *в*) [1]. Помимо размерных характеристик ГА пластинок кости и элементов поверхности покрытий (наночастиц, пластинок, пор) мерой сходства может служить фрактальная оценка размерности.

Экспериментальными образцами служили пластины из титанового сплава BT1-00 толщиной 2 мм. Формирование покрытий на основе биокерамики гидроксиапатита кальция осуществлялось электроплазменным напылением на установке BPEC 744.3227.001 при дистанции напыления 90 мм (рекомендуемое значение [2]), дисперсности частиц порошка менее 90 мкм, токе дуги плазмотрона 540 А, напряжении 30 В. Исследовалось влияние термической активации основы перед напылением в интервале температур 20...600 °C, обеспечиваемом применением специально разработанного устройства индукционного нагрева.

Методы исследования структурного состояния образцов в нанометровом масштабе предусматривали определение величины показателя фрактальной размерности изображений атомно-силовой микроскопии (ACM; микроскоп CMM-2000) костной ткани и поверхности ГА покрытий (рис. $2 a, 2 \delta$). Образцы покрытий с показателями данного комплекса параметров, приближенных к параметрам структуры костных трабекул, считались наилучшими как соответствующие необходимому качеству геометрической биоактивности.

Фрактальные спектры являются функцией фрактальной размерности D от интенсивности I, определяемой в диапазоне от 0 до 254 единиц по бинаризованным изображениям (рис. 1 *a*). Полученные изображения были программно обработаны с получением фрактальных спектров. Принцип обработки изображений АСМ показан на примере костной ткани в том же масштабе исследований, что и морфология ГА покрытий (рис. 1 *в*). Критерием наилучшей геометрической биоактивности поверхности является наибольшая площадь *S1* фрактального спектра цифровых изображений (рис. 1 δ). Целесообразным считается введение новой характеристики количественной оценки морфологической гетерогенности покрытий:

FSHM = S1/(S1 + S2),

где *FSHM* – фрактально-спектральная гетерогенность морфологии (Fractal Spectrum Heterogeneous Morphology); *S*1 – площадь, ограниченная «сверху» кривой *BW*; *S*2 –

остальная часть области, характеризующая отсутствие фрактальных свойств «чернобелой» области. При $S2 \rightarrow 0$ показатель *FSHM* достигает максимума, равного 1.



Рис. 1. Фрактально-спектральный анализ изображения АСМ пластинок ГА коллагеновых фибрилл костной ткани: a – фрактальный спектр (BW^* – «черно-белая» характеристика фрактального анализа пограничной области между выступами и впадинами; B+BW – суммарная «черная» и «черно-белая» характеристика фрактального анализа; W+BW – суммарная «белая» и «черно-белая» характеристика фрактального анализа); δ – площади S1 и S2 разграниченные кривой BW; e – изображение АСМ (ширина кадра 860 нм) [1]

Наноструктура костной ткани образована переплетением коллагеновых волокон, покрытых ГА пластинками (рис. 1 *в*). Типичный спектр такой биоструктуры представлен на рис. 1 *а*, характеризуется равномерностью, т.е. функция D(I) – гладкая, имеет «широкий» максимум фрактальной размерности 1,451 для отдельных фибрилл с пластинками ГА и 1,828 для пластинок ГА коллагеновых фибрилл, показатель *FSHM* находится на высоком уровне 0,6708 и 0,8102, соответственно. Указанные величины характеризуют кость как морфологически гетерогенный мультифрактальный биообъект с большим количеством самоподобных структур, равномерно «заполняющих» поверхность по всей площади с устремлением $D \rightarrow 2$ и минимизацией точечных структур с $D \rightarrow 0$. Морфология наноструктуры покрытий ГА определяется условиями растекания напыляемых частиц и интенсивного охлаждения сплэтов. Поверхностный слой сплэтов образован, в основном, округлыми и овальными наночастицами или субмикрометровыми образованиями. Каждый из этих типов структуры характеризуется своим фрактальным спектром, а комбинация этих типов и пространственногеометрических особенностей определяет оценку *FSHM*.

Фрактальные спектры изменяются в зависимости от температуры предварительного электронагрева титановой основы. Покрытия, сформированные без термической активации, характеризуются невысоким показателем D равным 1,112 и FSHM – 0,5180, что характеризует морфологическую гетерогенность данных образцов покрытий на среднем уровне. Одним из вариантов повышения показателей D и FSHM является термическая активация основы имплантатов. Описанное сопровождается формированием четко выраженной наноструктуры [3]. Термическая активация в диапазоне температур от 400 до 600 °C способствует приближению показателей D и FSHM к параметрам для костной ткани (рис. 2 δ). При этом получены наибольшие показатели D = 1,364 и FSHM = 0,5706, что характеризует такие покрытия как морфологически гетерогенные.



Рис. 2. АСМ ГА покрытий: *a* – 600 °С (участок шириной 632 нм; равномерная наноструктура); *б* – без нагрева (участок шириной 1247 нм)

Показатели *D* и *FSHM* количественно характеризуют биоактивность покрытий имплантатов. Применение термической активации основы позволяет улучшить данные показатели. Общей чертой при разработке материалов и покрытий имплантатов является повышение численных значений до максимальных показателей $D \rightarrow 2$ и *FSHM* $\rightarrow 1$.

- 1. A New technique for imaging mineralized fibrils on bovine trabecular bone fracture surfaces by atomic force microscopy / J.H. Kindt, G.E. Fantner, P.J. Thurner, G. Schitter, P.K. Hansma // Materials Research Society Symp. Proc. 2005. Vol. 874.
- 2. Фомин А.А., Лясников В.Н. Плазменное напыление гидроксиапатитовых покрытий титановых имплантатов с нагревом основы // Технология металлов. 2008. № 9. С. 26-29.
- 3. Фомин А.А., Лясников В.Н. Структурообразование биокерамических напыленных покрытий, сформированных с предварительной индукционно-термической активацией основы имплантатов // Вестник Саратовского государственного технического университета, 2010. № 3 (48). Вып. 3. С. 94-98.
ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ С ТЕРМИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИЕЙ ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Штейнгауэр А.Б., Фомин А.А., Лясников В.Н., Телегин С.В.

Саратовский государственный технический университет, Саратов, Россия <u>fmtm@sstu.ru</u>

Важным свойством покрытий внутрикостных имплантатов является морфологическая гетерогенность структуры поверхностного слоя. При электроплазменном напылении гидроксиапатитовых (ГА) покрытий протекают превращения, изменяющие исходную структуру материалов вследствие плавления и аморфизации при затвердевании на металлической основе [1]. Для имплантатов указанные явления приводят к непредсказуемым скоростям резорбции ГА покрытий и снижению их механических свойств [2]. Устранить эти нежелательные явления можно при создании условий облегченного растекания сплэтов (напыленных частиц) по поверхности изделия и сниженной скорости охлаждения.

Образцы представляют собой пластины титана ВТ1-00. Нанесение ГА покрытий осуществляется электроплазменным напылением на установке ВРЕС 744.3227.001 при дистанции напыления 110±20 мм, токе дуги плазмотрона 540 А, напряжении 30 В, дисперсности частиц порошка менее 90 мкм. Определялось влияние термической активации основы на показатели наноструктуры перед напылением покрытий в диапазоне температуры 20...600 °С. В данной схеме нагрева и напыления образец располагается перпендикулярно оси плазмотрона (рис. 1).

Методы исследования наноструктуры поверхности образцов предусматривали определение размера зерен ГА покрытий с помощью сканирующего мультимикроскопа СММ-2000 в режиме атомно-силовой микроскопии (ACM).

Экспериментальные результаты. Установлено, что температура предварительного нагрева основы (при одном значении электрической мощности плазменного напыления и дистанции напыления) оказывает наибольшее влияние на процессы взаимодействия частиц с основой и, как следствие, геометрические характеристики наноструктуры [1, 3, 4].

Образцы ГА покрытий, сформированных по традиционной технологии без предварительного нагрева основы, имеют высокую степень аморфизации [1]. В их структуре содержится большое количество мельчайших зерен овальной формы шириной 10 ± 2 нм и длиной 30 ± 10 нм, присутствует также большая доля укрупненных нанозерен со средним размером свыше 50 нм (рис. 2 *a*). При величине нагрева равной 100 °C параметры морфологии поверхности практически не отличаются от показателей, полученных без предварительного нагрева основы. При предварительном нагреве основы до 200 °C структура покрытий изменяется, формирует волнистый рельеф с впадинами и выступами, средний размер нанозерен возрастает до 24 нм. При нагреве до 300 °C выявляются новые типы структур, образуются округлые и вытянутые зерна шириной 40 ± 10 нм и длиной 110 ± 40 нм, а также «волокна» толщиной 60...70 нм. Снижение вязкости, вызванное нагревом до 400 °C, способствует лучшему растеканию сплэтов – микрочастиц покрытия (рис. 2 *б*). Поэтому закономерным является уменьшение среднего размера зерна до 25 нм, форма нанометровых зерен остается овальной с шириной $12,5\pm2,5$ нм и длиной 30 ± 10 нм.



Рис. 1. Схема процесса напыления: U, I – напряжение и ток плазмотрона I, подаваемые от источника питания ИП; $M_{\Pi O}$ и M_{Tp} – расход плазмообразующего и транспортирующего газа (аргона); $M_{\Pi}, d_{\Pi}, T\Phi C_{\Pi}$ – расход, дисперсность и теплофизические свойства порошка; L – дистанция напыления; $T_O, T\Phi C_O, K_O$ – температура, теплофизические свойства и конструктивные особенности основы 5; 3 – экран защиты от потока плазмы 2 индуктора 4, питаемого напряжением U_{II} и током I_{II} с частотой f от устройства индукционного нагрева, включающего блок питания основной (БПО) и генераторный блок (ГБ); F – функция, зависящая от геометрии изделия и частоты f.



Рис. 2. АСМ ГА покрытий, полученных при следующих температурах предварительного нагрева основы: a - 20 °C (без воздействия; ширина кадра 572 нм); $\delta - 400$ °C (ширина кадра 570 нм); ϵ , c - 600 °C (метка 300 нм; один участок сканирования)

При температуре активации основы 500 °С формируются волокнистые образования толщиной 80...90 нм, субмикрокристаллические зерна и пластинки со средним размером 150...200 нм, состоящие из нанометровых образований с нечеткой границей. Высокие температуры предварительной активации (600 °C), помимо снижения вязкости, улучшающей жидкотекучесть, запускают механизм роста отдельных субмикрометровых волокон и блоков сплэтов, поверхностная структура которых равномерно представлена нанокристаллическими зернами овальной, округлой и вытянутой формы. Средний размер нанозерен достигает 46±20 нм (рис. 2 *в*, *г*). Следует отметить, что увеличение среднего размера нанозерен связано со снижением доли аморфной фазы, при этом уменьшается ее негативное влияние на биомеханические качества покрытий [1, 4].

В заключение отметим, что нанесение биокерамических ГА покрытий с термической активацией основы металлических изделий вихревыми токами является альтернативой традиционному плазменному напылению. Анализ полученных результатов свидетельствует об улучшении геометрических характеристик наноструктуры, которое заключается в необходимом изменении среднего размера зерен в растекшихся сплэтах, достижении большей равномерности распределения нанометровых образований по поверхности при сниженных значениях доли аморфной фазы. Рекомендованный диапазон режимов формирования покрытий характеризуется температурой предварительной активации основы от 450 до 600 °C, дистанцией напыления от 90 до 130 мм. Бесконтактный нагрев позволяет изолировать изделие от воздействия материала нагревателя и осуществить напыление в любой атмосфере.

Список литературы

- 1. Фомин А.А. Плазменно-индукционное получение титан-гидроксиапатитовых покрытий на дентальных имплантатах // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2008. № 2 (32). Вып. 1. С. 49–58.
- Dyshlovenko S., Pateyron B., Pawlowski L., Murano D. Numerical simulation of hydroxyapatite powder behavior in plasma jet // Surface and Coating Technology 179 (2004). – C. 110–117.
- Фомин А.А., Лясников В.Н. Плазменное напыление гидроксиапатитовых покрытий титановых имплантатов с нагревом основы // Технология металлов. – 2008. – № 9. – С. 26– 29.
- Фомин А.А., Лясников В.Н. Структурообразование биокерамических напыленных покрытий, сформированных с предварительной индукционно-термической активацией основы имплантатов // Вестник Саратовского государственного технического университета. – 2010. – № 3 (48). – Вып. 3. – С. 94–98.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», Нижний Новгород, Россия, nysaharov@nifti.unn.ru

Исследована структура промышленных сплавов АМг-6 и АМг-2 в литом и микрокристаллическом (МК) состоянии. Для формирования МК структуры использовалась методика равноканально-углового прессования, 6 циклов, режим B_C. Температура прессования варьировалась от 125°C до 200°C (АМг-2) и от 150°C до 220°C (АМг-6). Исследование структуры проводилось по стандартным металлографиче-

ским методикам с использованием оптического и электронного микроскопов и рентгеновского микроанализатора. В литых сплавах наблюдается химическая неоднородности, наследуемая МК сплавами. В литом состоянии по границам зерен располагаются крупные частицы фаз Mg₂Si и (FeMn)₃Si₂Al₁₅. В МК сплавах крупные частицы разбиваются на мелкие. Также наблюдаются мелкие частицы (менее 1 мкм).

Построена зависимость размера зерна от температуры отжига (рисунок 1). Кривая имеет трехстадийный характер. На первой стадии до температуры 275°С (АМг-6) и 250°С (АМг-2) средний размер зерна в образцах почти не изменяется. Вторая стадия, продолжающаяся до температуры 300°С для обоих сплавов, характеризуется интенсивным ростом зерен. Кинетика роста описывается экспоненциальным законом. На третьей стадии наблюдается медленный подъем кривой, характерный для собирательной рекристаллизации.



Рис 1. Зависимость размера зерна от температуры отжига для сплавов АМг-2 и АМг-6

Также построены зависимости размера зерна от времени изотермического отжига МК сплава АМг-2. Температура отжига равна T=290°C. Показано, что рост зерен на второй стадии носит аномальный характер: на фоне матрицы мелких зерен вырастают несколько крупных, превосходящих мелкие по размеру в несколько раз. Увеличение объемной доли крупных зерен происходит по экспоненциальному закону.

Авторы выражают признательность за поддержку НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)», ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы» и программе «У.М.Н.И.К.» Фонда содействия развитию малых форм предпринимательства в научно-технической сфере.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20X13, ФОРМИРУЮЩЕЕСЯ ОБЛУЧЕНИЕМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Бессонов Д.А., Иванов Ю.Ф.¹, Воробьев С.В., Мясникова М.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.

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

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u>

В последнее время широкое распространения получили методы обработки материалов, основанные на использовании концентрированных потоков энергии, одними из которых являются низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности воздействия.

Целью работы являлся анализ структуры поверхностного слоя предварительно закаленной стали, обработанной в режиме начального оплавления. В качестве материала исследования использовали закаленную сталь 20Х13. Электронно-пучковую обработку осуществляли на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН). Параметры облучения: плотность энергии пучка электронов $E_{\rm S} = 10$ Дж/см²; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество и частота следования импульсов облучения N = 3 имп. и f = 0,3 Гц; среда облучения – инертный газ аргон при остаточном давлении ~0,02 Па. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

Предварительная термическая обработка стали привела к формированию мартенситной структуры, особенностью которой было присутствие субмикронных частиц карбида типа $M_{23}C_6$ округлой формы. Облучение поверхности стали приводит к выглаживанию поверхности облучения, к формированию микрократеров, располагающихся преимущественно строчками и к существенному измельчению зеренной структуры поверхностного слоя. В объеме наиболее крупных зерен наблюдается субзеренная структура. Субзерна имеют неравноосную форму; соотношение продольных и поперечных размеров субзерен 4:1. В объеме зерен и субзерен выявляется сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций ~5·10¹⁰ cm⁻². В отдельных случаях в поверхностном слое обнаруживаются зерна, в объеме которых выявляется структура пластинчатого типа. Подобная структура является двухфазной, пластины α -фазы перемежаются с пластинами γ -фазы.

Присутствие в стали частиц карбидной фазы субмикронных размеров привело к проявлению эффекта контактного плавления, имеющего место вдоль межфазной границы раздела частица карбидной фазы – матрица. Размеры областей составляют 500...600 нм, области имеют округлую форму. Области фрагментированы, размеры фрагментов 100...150 нм. По границам фрагментов наблюдаются прослойки второй фазы толщиной 10...15 нм. По мере удаления от поверхности облучения области контактного плавления стали увеличиваются в размерах и теряют округлую форму. Увеличиваются и размеры фрагментов, которые изменяются в пределах от 80 нм до 200 нм. Фрагменты разделены тонкими прослойками второй фазы (карбид типа $M_{23}C_6$ или Cr_7C_3).

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № 02.740.11.0538) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ВЛИЯНИЕ СЛАБЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ АЛЮМИНИИ

Невский С.А.¹, Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.¹, Кульков С.Н.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, <u>kulkov@ms.tsc.ru</u>

Исследовалась релаксация механических напряжений технически чистого алюминия марки A 85 в условиях деформации сжатия при влиянии электрических потенциалов 0,5 В и 1 В, при различных начальных напряжениях.

Механические испытания на релаксацию напряжений проводились на машине Instron – 1185. Скорость нагружения составляла 5,6 ·10⁻⁴ с⁻¹. Начальные напряжения составляли 0,89₅; ₅; 1,5₅.

Перед проведением испытаний образцы повергались рекристаллизационному отжигу при температуре 773 К в течении 2 часов. Подведение электрического потенциала осуществлялось от стабилизированного источника питания. В процессе исследования анализировались активационный объем и средняя скорость релаксации напряжений.

Установлено, что приложение электрического потенциала увеличивает среднюю скорость релаксации и снижает активационный объем. При наложении электрического потенциала 0,5 В при начальном напряжении 0,89 $\sigma_{\rm T}$ средняя скорость релаксации увеличивается в 4,89 раза, тогда как при потенциале 1 В увеличение составляет 4,22, тогда как начальном напряжении равном пределу текучести потенциал 0,5 В не оказывает никакого влияния на процесс релаксации напряжений, а потенциал 1 В увеличивает среднюю скорость в 1,34 раза. Влияние электрического потенциала 0,5 В при начальном напряжении 1,54 $\sigma_{\rm T}$ проявляется в увеличении средней скорости релаксации в 1,12 раза, при $\phi = 1$ В средняя скорость релаксации увеличивается в 1,17 раза по сравнению с обычными условиями.

Активационный объем процесса релаксации напряжений при начальном напряжении 0,89 $\sigma_{\rm T}$ при подведении электрического потенциала 0,5 В уменьшается в 5,3 раза, а при потенциале 1 В – в 4,1 раза. При начальном напряжении $\sigma_{\rm T}$ активационный объем при наложении потенциала 0,5 В уменьшается незначительно, но в пределах погрешности можно сказать, что он практически не изменяется, лишь при потенциале 1 В наблюдается значительное снижение. При $\sigma_0 = 1,5 \sigma_{\rm T}$ наблюдается аналогичная ситуация, что и при $\sigma_0 = 0,89\sigma_{\rm T}$, однако различие состоит в том, что при $\phi = 1$ В наблюдается больший эффект, чем при $\phi = 0,5$ В.

Возможное объяснение полученным фактам состоит в том, что при изменении электрического потенциала поверхности металла, происходит нарушение структуры двойного электрического слоя, которое приводит к изменениям в дислокационной подсистеме материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411) и РФФИ (проект 10-07-00172-а; проект 11-08-90712 - моб ст).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Горбунов С.В., Воробьев С.В., Сизов В.В., Иванов Ю.Ф.¹, Пономарева М.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.

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

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

Цель работы – анализ закономерностей преобразования дислокационных структур и фазового состава поверхностного слоя стали 08Х18Н10Т, обработанной электронным пучком в субмиллисекундном диапазоне времени воздействия (режимы: энергия электронов eU = 18 кэВ; длительность импульса воздействия $\tau = 50$ мкс; количество импульсов N = 3; частота следования импульсов f = 0,3 с⁻¹; плотность энергии $E_{\rm S} = 15$ Дж/см².) и разрушенной в результате многоцикловых усталостных испытаний. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Образцы стали, не обработанные электронным пучком, были разрушены после ~1,8·10⁵ циклов нагружения. Исследования структурно-фазового состояния стали осуществляли методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

Сталь 08X18H10T до облучения электронным пучком является поликристаллическим материалом, зерна которого содержали микродвойники и дислокационную субструктуру. В объеме и вдоль границ зерен располагаются частицы карбидной фазы, размеры которых изменяются в пределах 10-100 нм.

Электронно-пучковая обработка поверхности сопровождается формированием в материале градиентного структурно-фазового состояния, заключающегося в закономерном изменении по мере удаления от поверхности облучения фазового состава и состояния дефектной субструктуры. Анализ поверхности разрушения показал, что в результате усталости формируется трехслойная структура, состоящая из поверхностного слоя толщиной 3,0...4,0 мкм, характеризующегося отсутствием деформационного рельефа, некоторого переходного слоя и основного объема материала.

Исследования состояния дефектной субструктуры поверхностного слоя стали, разрушенной в результате усталости, выявили в объеме зерен микродвойники деформации и дислокационную субструктуру, организованную различным образом (присутствуют сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры, оборванные субграницы, полосы сдвига, сформировавшиеся из мезополосы и полосы сдвига, формирующиеся в пакете микродвойников). Структура слоя, расположенного на глубине ~10 мкм существенным образом отличается от структуры, формирующейся у лицевой поверхности образца. Основным типом дефектной субструктуры является полосовая. Полосовая субструктура фрагментирована. Средние размеры фрагментов 193,3 ± 54,0 нм. Дефектная структура слоя, расположенного на глубине ~80 мкм, подобна дефектной субструктуре, выявленной в слое, примыкающем к лицевой поверхности образца, и представлена микродвойниками и дислокациями.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № 02.740.11.0538) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф.¹, Коновалов С.В.², Полтояйнен З.А.², Целлермаер В.Я.², Громов В.Е.²

OAO «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия, <u>efimov_oyu@zsmk.ru</u>

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u> ²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, <u>gromov@physics.sibsiu.ru</u>

Методами металлографии травленого шлифа, сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены послойные исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и поверхности разрушения валка промежуточной клети №10 из чугуна марки СПХН после прокатки 300 т арматуры, формирующейся после наработки 300 т арматуры. Показано, что вследствие плазменной обработки валок приобретает многослойное строение (зона оплавления, зона термического влияния и осевая зона); слои характеризуются толщиной, структурой и фазовым составом.

Выявлено, что поверхностный слой имеет столбчатое строение, рост столбчатой структуры ориентирован по направлению теплоотвода. Прокатка 300 т приводит к разрушению части поверхностного слоя путем образования вырывов металла различной формы и глубины. Установлено, что разрушение материала зоны термического влияния осуществляется по вязкому механизму; разрушение более глубоких слоев материала протекает по хрупко-вязкому механизму.

Показано, что плазменная обработка валка прокатного стана приводит к формированию в зоне оплавления существенно неоднородной микроструктуры, представленной чередующимися областями мелкодисперсного ледебурита, мартенсита пластинчатой морфологии и остаточного аустенита.

В приповерхностном выявлено наличие слое микротрещин, простирающихся в глубину на сотни микрометров. Наиболее опасными местами структуры поверхностного слоя плазменно обработанного валка являются границы раздела областей с аустенитно-мартенситной структурой и со структурой мелкодисперсного ледебурита. Структура канала распространения трещины многофазна; по границам блоков αфазы располагаются частицы оксидов и оксикарбидов железа. Основными фазами зоны оплавления являются α-фаза и карбид железа, дополнительными фазами являются оксиды и оксикарбиды железа. Размеры частиц цементита изменяются от десятков до сотен нанометров; форма частиц – пластинки, сфероиды и протяженные прослойки, расположенные вдоль границ α-фазы. В слое, разделяющем зоны оплавления и термического влияния, выявлено присутствие зерен феррита, мартенсита пластинчатой морфологии, перлита пластинчатой морфологии с высоким уровнем дефектности пластин цементита. В слое термического влияния выявлено присутствие остаточного аустенита, расположенного в структуре пластинчатого мартенсита, и частиц цементита субмикронных размеров (поперечные размеры 0,3...0,6 мкм; продольные размеры 1...2,5 мкм).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках реализации АВЦП "Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)" (проект 2.1.2/13482) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

ВЛИЯНИЕ СЛАБЫХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЯ

Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Филипьев Р.А., Невский С.А., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф.¹, Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru ¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

yufi@mail2000.ru

В последнее время установлено, что не только «сильные» внешние энергетические воздействия, такие как импульсные электрические токи, сильноточные электронные пучки, плазменное воздействие, электровзрывное легирование, воздействие сильными магнитными полями, но и «слабые», такие как магнитные поля с величиной магнитной индукции до B = 1 Тл, приложение электрических потенциалов до φ = 1 В, контактные воздействия различных металлов, с заданием контактной разностью потенциалов до $\Delta \varphi = 0,5$ В, способны существенно влиять на протекание процессов пластической деформации металлов и сплавов, находящихся в поликристаллическом состоянии. В частности, установлено существенное изменение параметров ползучести и релаксации напряжений, а также в процессе микро- и наноиндентировании технически чистого алюминия при указанных выше воздействиях.

Одними из возможных механизмов, ответственных за установленные экспериментально изменения, является изменение параметров двойного электрического слоя, что приводит к изменениям в дислокационной подсистеме деформируемого материала.

Так, при исследовании влияния магнитного поля на ползучесть алюминия установлено увеличение скалярной плотности дислокаций и образование дислокационных петель, что коррелирует с данными по скорости ползучести.

При исследовании влияния приложения электрического потенциала на ползучесть алюминия до разрушения установлено, что оно сопровождается снижением размеров зоны среза и формированием ямок сдвига. Выявлено, что ползучесть при наложении потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в ~1,2 раза и уменьшению интервала существования размеров ямок. Показано, что наложение потенциала +1 В приводит на стадии установившейся ползучести к большему накоплению скалярной плотности дислокаций, формирующих, преимущественно, сетчатую дислокационную субструктуру и сопровождается формированием субзеренной структуры с более узким, по сравнению с субзеренной структурой алюминия, деформированного в условиях обычной ползучести, спектром размеров. Можно отметить, что ползучесть при наложении потенциала приводит к более высокой степени самоорганизации дислокационной субструктуры в зоне разрушения, по сравнению с алюминием, разрушенным при ползучести в обычных условиях.

Деформация алюминия путем одноосного сжатия в условиях приложенного потенциала сопровождается релаксацией внутренних полей напряжений: снижается амплитуда и количество концентраторов внутренних полей напряжений, а также снижением величины скалярной плотности дислокаций. Все это активизирует перестройку дислокационной субструктуры.

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

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф.¹, Громов В.Е.², Белоусова Я.В.², Коновалов С.В.²

OAO «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия, <u>efimov_oyu@zsmk.ru</u>

¹Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, <u>yufi@mail2000.ru</u> ²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, <u>gromov@physics.sibsiu.ru</u>

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурнофазовых состояний и дислокационных субструктур в сталях является одной из важных задач современного материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик сталей.

Материалом настоящего исследования являлись образцы из двутавровой балки ДП 155 из стали марки 09Г2С. Упрочнение двутавра проводили по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450.

Выполненные методами электронной дифракционной микроскопии послойные исследования показали, что в результате прокатки и ускоренного охлаждения двутавровой балки образуется градиентная структура, характеризующаяся закономерным изменением параметров дислокационной субструктуры и средних размеров частиц цементита по сечению.

Показано, что: при диспергировании пластин цементита перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями формируются частицы размером 5-30 нм; частицы округлой формы размером 5–15 нм образуются при растворении пластин цементита перлитных колоний и повторном выделении на дислокациях, границах субзерен и зерен; при распаде твердого раствора углерода в α -железе, протекающего в условиях «самоотпуска» мартенсита, размеры частиц, выделившихся в объеме кристаллов мартенсита на дислокациях, составляют 5-10 нм, а на границах кристаллов мартенсита 10-30 нм; при диффузионном $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращении в условиях высокой степени деформации и высоких температур обработки наблюдается диспергирование структуры пластинчатого перлита: толщина пластин α -фазы, разделенных пластинками карбида ~ 70 нм, толщина пластин карбидной фазы ~ 25 нм.

Выполнен анализ физических механизмов, ответственных за повышение микротвердости поверхностного слоя при термомеханическом упрочнении, выявлены количественные параметры, характеризующие структурно-фазовое состояние и дающие возможность оценить величину теоретического предела текучести стали. Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита. Вклад данных механизмов в упрочнение материала является регулируемой величиной и существенно зависит от режима обработки стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № П332) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ПРОГРАММИРОВАНИЯ ДЛЯ ЗАДАЧ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МАТЕРИАЛОВ

Старовацкая С.Н., Коновалов С.В.

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

В задачах оптимизации траекторий процессов получения материалов с заданными свойствами применение методов эволюционного планирования зачастую не дает удовлетворительных результатов. При их реализации не только не отыскиваются оптимальные траектории внешних управляющих воздействий, но и требуется относительно большие число натурных экспериментов.

Для оптимизации траекторий управляющих воздействий интересным представляется метод динамического программирования, широко использующийся для решения экономических задач, однако его применение требует знания математических моделей всей поверхности отклика, что, как правило, не выполняется для задач материаловедения. Положительные результаты можно получить объединением процедур эволюционного планирования и динамического программирования с постепенным устранением неопределенности, обусловленной отсутствием математической модели.

В работе предложены методы и алгоритмы построения динамических математических моделей нестационарных объектов, а также методы оптимизации свойств и структур материалов, основанных на логике динамического программирования. Их сущность заключается в последовательном итерационном выполнении операций: постановки экспериментов в небольшой области поверхности отклика, построения математической модели в этой области, экстраполяции модели на всю исследуемую поверхность отклика, отыскания оптимальной траектории на экстраполируемой поверхности, фиксации найденной траектории в небольшой заданной окрестности, последующем повторением перечисленных операций для новой области поверхности отклика, выбираемой в направлении движения оптимальной траектории; и так вплоть до получения оптимальной траектории и оптимальных параметров.

Конкретизация предлагаемых методов сделана на модельных примерах, где поверхность отклика в одном варианте гладкая одноэкстремальная, а в другом - имела более сложную конфигурацию, с «оврагами». Показано, что в случае сложной структуры поверхности, разработанный метод позволяет получать кратчайшие траектории движения к оптимуму, что существенно сокращает число натурных экспериментов, и материальные и энергетические затраты.

Как следует из результатов расчетов, для поиска оптимальной траектории по предложенному методу потребовалось провести 19 натурных экспериментов на гладкой поверхности, при использовании же метода эволюционного планирования - 40 экспериментов. Таким образом, предлагаемый комплексный метод значительно эффективнее традиционных методов эволюционного планирования. Предложенные методы и алгоритмы конкретизированы при решении задачи поиска оптимальных содержаний легирующих элементов (на примере Cr) по сечению отливки чугуна, одновременно с этим получена математическая модель распределения содержания хрома в отливке.

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

ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті–В–Си, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Будовских Е.А., Танг Гоуи, Столбоушкина О.А., Громов В.Е.

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

Доступность и высокие значения электро- и теплопроводности меди делают ее незаменимым материалом для электрических контактов переключателей. В условиях эксплуатации медные электрические контакты испытывают электроэрозионное разрушение, что является их существенным недостатком. Известно, что повысить электроэрозионную стойкость позволяет нанесение покрытий системы Ti-B-Cu. Ранее такие покрытия, содержащие бориды титана TiB₂, Ti₂B, Ti₃B₄, TiB и медь, были сформированы на образцах электротехнической меди методом электровзрывного напыления (ЭВН). Наиболее тугоплавкой фазой с высокой электропроводностью в них является диборид титана. Многофазный состав электровзрывных покрытий говорит о неравномерном распределении элементов, образующих бориды. Цель настоящей работы заключалась в изучении рельефа поверхности и распределении элементов в электровзрывном покрытии данной системы после повторной обработки.

Обработке с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [1] подвергали покрытия системы Ti–B–Cu, сформированные методом ЭВН с максимальным содержанием диборида титана. Основой служили образцы электротехнической меди марки M1 с размерами 20×30×2 мм [2], которые ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. Обработку покрытий проводили с использованием электровзрыва фольги из титана марки BT1-0 массой 45 мг, а также фольги из электротехнической меди марки M1 массой 115 мг. Сформированная из продуктов электрического взрыва плазменная струя обеспечивала на поверхности поглощаемую плотность мощности 6,5 ГВт/м² и приводила к дополнительному тепловому воздействию и конвективному перемешиванию компонентов покрытия.



Рис. 1. Рельеф поверхности и элементный состав покрытия системы Ti–B–Cu после обработки электровзрывом титановой фольги. Сканирующая электронная микроскопия

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии показали, что после обработки на поверхности неравномерно распределены многочисленные деформированные закристаллизовавшиеся микрокапли титана или меди диаметрами от 1 до 30 мкм, осевшие из тыла струи (рис. 1 *a*, рис. 2 *a*). Изучение распределения элементов показало, что после обработки покрытия плазменной струей, сформированной из продуктов взрыва титановой фольги, на поверхности преимущественно находится титан в структурно свободном виде (рис. 1 *б*), а также сравнительно равномерно перемешанные бор и медь (рис. 1 *в, г*). Из-за низкой электропроводности титана в процессе эксплуатации такое покрытие неизбежно будет перегреваться, что нежелательно. После обработки продуктами взрыва медной фольги на поверхности покрытия содержание меди максимально, бор распределен равномерно, а титан попрежнему образует скопления (рис. 2 *б-г*).



Рис. 2. Рельеф поверхности и элементный состав покрытия системы Ti–B–Cu после обработки электровзрывом медной фольги. Сканирующая электронная микроскопия

Таким образом, при дополнительной обработке достигается равномерное распределение по объему покрытий только меди и бора. При этом поверхность обогащается структурно свободными титаном и медью. Поэтому, с целью формирования композиционных покрытий системы Ti-B-Cu с максимальным содержанием и равномерным распределением по объему диборида титана методом ЭВН целесообразно использование вместо порошка бора, размещаемого в области взрыва фольги, мелкоразмерного порошка диборида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.1154) и грантами РФФИ (проекты №№ 10-07-00172-а, 11-02-91150-ГФЕН-а).

- 1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов: моногр. / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: СибГИУ. 2007. 301 с.
- Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.

МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ОПТИМАЛЬНОГО РАЗМЕРА ЗЕРНА ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Щавлева А.В.¹, Пирожникова О.Э.^{1,2}, Грязнов М.Ю.^{1,2}, Лопатин Ю.Г.¹, Мелехин Н.В.¹, Копылов В.И.³

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», г. Нижний Новгород, Россия

² Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Нижний Новгород, Россия

³ Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси,

г. Минск, Беларусь

nokhrin@nifti.unn.ru

Как известно, классическая структурная сверхпластичность состоит в способности поликристаллических мелкозернистых (с размером зерна менее $d \sim 10 \,\mu$ m) материалов при определенных условиях проявлять высокую пластичность, обнаруживая при испытаниях на растяжение удлинения, достигающие сотен процентов. Обычными условиями проявления эффекта сверхпластичности (СП) являются повышенная температура ($T \ge 0.5T_{\rm m}$, $T_{\rm m}$ – температура плавления) и относительно низкая оптимальная скорость деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^4 \, {\rm s}^{-1}$, величина которой обратно пропорциональна квадрату размера зерна $\dot{\epsilon} \sim d^2$ [1]. Как следует из основного уравнения сверхпластичности [1], чем меньше размер зерна материала, тем выше скорость зернограничного проскальзывания $\dot{\epsilon}_b$ и, в целом, скорость сверхпластической деформации. Поэтому измельчение зеренной структуры стало основной идеей программы поисков структурных условий высокоскоростной сверхпластичности.

Для продвижения по этому пути затрачиваются большие усилия. Разрабатываются специальные довольно сложные и дорогостоящие технологии нанопорошковой металлургии, технологии деформационного измельчения зеренной структуры металлов и сплавов и т.д. Для ее обеспечения были использованы ультрамелкозернистые порошковые материалы, механически легированные сплавы, композиты. В последнее десятилетие большой цикл работ был выполнен по исследованию сверхпластичности НМК материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования (ИПД).

Реализация указанной программы, по большому счету, не дала желаемого эффекта – оптимальная скорость сверхпластической деформации НМК материалов лежит вблизи 10^{-2} с⁻¹ и не принципиально отличается от скоростей, достигавшихся при сверхпластической деформации мелкозернистых материалов.

Но главное, на наш взгляд, что было обнаружено в экспериментах, но плохо осознано до настоящего времени – что наиболее высокие показатели сверхпластичности наблюдаются не в самых мелкозернистых материалах, а в материалах с некоторым оптимальным – промежуточным между «нано»- и «микро»- размером зерен (см. рис. 1) [2]. Это явление - наличие оптимального размера зерна для сверхпластической деформации - не поддается объяснению в рамках традиционного описания сверхпластичности и нуждается в специальном исследовании.

Важно подчеркнуть, что этот результат требует пересмотра традиционных подходов к методам отбора сверхпластических материалов и выбора их структурных параметров.



Рис. 1. Характерный вид зависимости удлинения до разрушения сверхпластических материалов от размера зерна [1].

В работе предложена модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для НМК материалов, деформируемых в условиях высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности. В основе модели лежат представления теории неравновесных границ зерен [3].

Как известно, мелкое зерно в сверхпластичных материалах необходимо для обеспечения интенсивной диффузионной аккомодации зернограничного проскаль-



Рис. 2. Характерный вид зависимости коэффициента зернограничной диффузии сверхпластических материалов от размера зерна при разных скоростях деформации: $\dot{\varepsilon}_{\nu}^{(1)} < \dot{\varepsilon}_{\nu}^{(2)} < \dot{\varepsilon}_{\nu}^{(3)}$. D_L – коэффициент диффузии в расплаве [2].

зывания в стыках зерен. Обеспечение необходимых диффузионных свойств границ зерен осуществляется за счет подбора оптимальной температуры и скорости деформации. При этом предполагается, что диффузионные свойства границ зерен не зависят от размера зерна. Это предположение справедливо в случае равновесных границ зерен. Однако в случае деформации в условиях сверхпластичности под действием потоков решеточных дислокаций попадающих в границ зерен, границы переходят в неравновесное состояние, что приводит к повышению коэффициента зернограничной диффузии D_{h} (см. рис. 2). Уровень неравновесности зависит и от интенсивности бомбарди-

ровки границ зерен решеточными дислокациями, и от интенсивности их «ухода» из границ зерен. Интенсивность такого ухода зависит от диффузионного пути и в некоторых случаях – при микронных зернах – коэффициент диффузии по неравновесным границам зерен оказывается зависящим от размера зерна. Чем больше размер зерна, тем медленнее покидают границу избыточные дефекты и тем выше коэффициент зернограничной диффузии.

Таким образом, измельчение зерен хотя и способствует облегчению процесса аккомодации зернограничного проскальзывания, однако препятствует поддержанию неравновесного состояния границ зерен. Конкуренция этих процессов и является причиной появления эффекта «оптимального размера зерна при сверхпластической деформации». С этой точки зрения оптимальный для осуществления сверхпластической деформации размер зерна может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с достаточной интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания.

В рамках предложенной модели получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластичности размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными по высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности нано- и микрокристаллических алюминиевых и магниевых сплавов, полученных с использованием методов интенсивного пластического деформирования [4-7].

Работа выполнена при поддержке со стороны НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, а также АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.»

- 1. T.G. Nieh, D. Wadsworth, O.D. Sherby. Superplasticity in Metals and Ceramics. Cambridge Univ. Press, Cambridge. (1997).
- 2. K. Higashi, T.G. Nieh, J. Wadsworth // Acta Metallurgica, 43 (1995) 3275.
- 3. В.Н. Чувильдеев. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. Физматлит; М. (2004). 304 с.
- 4. S.H. Kang, Y.S. Lee, J.H. Lee // Journal of Materials Processing Technology. 201 (2008) 436.
- R.K. Islamgaliev, N.F. Yunusova, R.Z. Valiev, N.K. Tsenev, V.N. Perevezentsev, T.G. Langdon // Scripta Materialia. 49 (2003) 467.
- 6. R.K. Islamgaliev, N.F. Yunusova, R.Z. Valiev. In book *«Nanostructures materials by high-pressure severe plastic deformation»*. Springer (2006). p.299.
- A.V. Sergueeva, N.A. Mara, R.Z. Valiev, A.K. Mukherjee // Materials Science and Engineering A, 410-411 (2005) 413.

МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НАНО- И МИКРО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Пирожникова О.Э.^{1,2}, Грязнов М.Ю.^{1,2}, Мелехин Н.В.¹, Копылов В.И.³

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,

г. Нижний Новгород, Россия

² Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,

г. Нижний Новгород, Россия

³ Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск, Беларусь, <u>nokhrin@nifti.unn.ru</u>

Как известно, структурная сверхпластичность (СП) – это способность поликристаллических мелкозернистых (с размером зерна менее 10 мкм) материалов проявлять высокую пластичность, обнаруживая при испытаниях на растяжение удлинения, достигающие сотен и тысяч процентов. Важным структурным условием проявления сверхпластичности, кроме малого размера зерна, является большая доля большеугловых границ зерен в материале. Существенная роль размера зерна и состояния границ зерен связана с тем, что основным механизмом СП, является зернограничное проскальзывание (ЗГП).



Рис. 1. Типичные зависимости напряжение – деформация при различных скоростях СП. Мелкозернистый сплав 7075, T_{def} = 490 °C [1].

В мелкозернистых сплавах, деформируемых в условиях СП, характерная зависимость напряжения течения σ от степени деформации ε имеет вид, показанный на рис.1. На кривой $\sigma(\varepsilon)$ в общем случае можно выделить три стадии: стадию упрочнения (иногда удобно выделять подстадии интенсивного упрочнения и подстадию слабого упрочнения), стадию стационарного течения и стадию разупрочнения. Продолжительность стадий зависит от температуры и скорости деформации (рис. 1).

Традиционно предполагается, что деформационное упрочнение при СП связано с процессами, препятствующими протеканию ЗГП. Эта точка зрения нашла отражение в моделях [2, 3], где в качестве причины деформацион-

ного упрочнения при СП указывается рост зерен. В месте с тем можно показать, что степенной рост зерен может «обеспечить» лишь сравнительно слабое упрочнение. Что же касается сильного упрочнения характеризуемого показателем деформационного упрочнения $n \sim 1$, наблюдаемого в большинстве СП-сплавов, то его происхождение не может быть объяснено ростом зерен.

В последнее время проведено большое количество исследований высокоскоростной и низкотемпературной СП в нано- и микрокристаллических (НМК) сплавах, полученных методами интенсивного пластического деформирования (ИПД), при изучении закономерностей СП-деформации в которых был выявлен ряд проблем, на которые в рамках традиционной теории сверхпластичности не удается найти простые ответы [4]. Следует также отметить, что обнаружены существенные отличия в характере деформационного упрочнения при СП мелкозернистых материалов и НМК сплавов [5, 6].

Для описания поведения кривых $\sigma(\varepsilon)$ на стадии упрочнения будем использовать значения σ^* и ε^* – напряжение и деформацию, при достижении которых упрочнение завершается и сменяется либо стационарным течением, либо разупрочнением. Значения σ^* и ε^* зависят от скорости деформации $\dot{\varepsilon}$. Для анализа этих зависимостей построим кривые $\lg \varepsilon^* - \lg \dot{\varepsilon}$ и $\lg \sigma^* - \lg \dot{\varepsilon}$ (рис.2).

Из рис.2 видно, что зависимость $\lg \epsilon^* - \lg \dot{\epsilon}$ в общем случае немонотонна. На ней легко выделяются, по крайней мере, две стадии. При малых скоростях сверхпластической деформации $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_1^{\epsilon}$ при повышении $\dot{\epsilon}$ наблюдается рост ϵ^* . При высоких скоростях $\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_1^{\epsilon}$ наблюдается обратная картина – при увеличении скорости деформации величина ϵ^* снижается. (Следует отметить, что указанная двухстадийность имеет место не во всех сплавах. В ряде случаев наблюдается только спадающая ветвь, когда ϵ^* снижается с ростом скорости деформации).



Рис. 2. Типичные зависимости «напряжение – деформация» в координатах $\lg \varepsilon^* - \lg \dot{\varepsilon}$ и $\lg \sigma^* - \lg \dot{\varepsilon}$ (мелкозернистый сплав 7075 [1], анализ рис. 1).

Для количественного описания характера зависимости $\lg \varepsilon^* - \lg \dot{\varepsilon}$ введем параметр $K^{\varepsilon} = \partial \lg \varepsilon^* / \partial \lg \dot{\varepsilon}$. Обобщение данных [1, 7–9] показывает, что в случае мелкозернистых материалов (d = 2-10 мкм), что значение K^{ε} является положительной величиной при малых скоростях деформации (при $\dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}^{\varepsilon}$), а при более высоких скоростях деформации параметр K^{ε} становится отрицательным.

Анализ литературных данных [10-15] показывает, что в случае НМК материалов (средний размер зерна менее 1 мкм) значения параметра K^{ϵ} оказываются существенно меньше, чем для мелкозернистых материалов.

На рис.2 приведена зависимость $\lg \sigma^* - \lg \dot{\epsilon}$, которая также может быть разделена на стадии. При малых скоростях деформации ($\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}^{\sigma}$) ее наклон, характеризуемый параметром $K^{\sigma} = \partial \lg \sigma^* / \partial \lg \dot{\epsilon}$ как правило выше, чем при высоких скоростях ($\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}^{\sigma}$) деформации. (Заметим, что «переходные» скорости $\dot{\epsilon}^{\sigma}$ и $\dot{\epsilon}^{\epsilon}$ различны у разных материалов и зависят от температуры деформации. Важно подчеркнуть, что при T=const изменение характера кривой $\lg \epsilon^* - \lg \dot{\epsilon}$ и изменение наклона зависимости $\lg \sigma^* - \lg \dot{\epsilon}$ происходит при близких скоростях деформации, т.е., как правило, $\dot{\epsilon}^{\epsilon} \sim \dot{\epsilon}^{\sigma}$).

Сопоставление значений параметра K^{σ} для мелкозернистых материалов и НМК сплавов, показывает, что величина K^{σ} для НМК материалов близка к 0.2-0.25, в то время как в мелкозернистых материалах на первой стадии кривой упрочнения наблюдаются повышенные значения $K^{\sigma} \sim 0.35-0.50$.

Целью работы является разработка модели, позволяющей объяснить различия в характере деформационного упрочнения на первой стадии сверхпластического течения мелкозернистых и НМК материалов и получить выражения, описывающие зависимость параметров деформационного упрочнения от скорости и температуры СП, а также параметров микроструктуры материалов.

В работе проведены теоретические исследования закономерностей деформационного упрочнения в условиях сверхпластичности НМК материалов. Показано, что деформационное упрочнение НМК сплавов в условиях СП обусловлено нарастанием полей внутренних напряжений, создаваемых в процессе внутризеренного скольжения накапливающимися на границах зерен дефектами - дислокациями ориентационного несоответствия и продуктами их делокализации. Показано, что характер упрочнения на этой стадии деформации определяется процессами диффузионного перераспределения дефектов в границах и зависит от структурного состояния границ, их свободного объема и размера зерен. Показано, что при высокоскоростной сверхпластичности, в отличие от обычной сверхпластичности, в границах зерен доминируют скользящие компоненты делокализованных дислокаций. Особенности поведения этого типа дефектов в неравновесных границах зерен позволяют объяснить поведение кривой деформационного упрочнения при высокоскоростной СП.

Получены выражения, позволяющие рассчитывать зависимость напряжения течения от деформации при различных скоростях и температурах деформирования. Проведено сопоставление теоретических зависимостей с данными по высокоскоростной СП сплавов НМК сплавов [10–15].

Работа выполнена при поддержке со стороны НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, а также АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.»

- 1. Mishra R.S., Mahoney M.W. a.o. // Scripta Mat. 42 (2000) 163-168.
- 2. Лихачев В.А., Сеньков О.Н. // Проблемы прочности. 1987. №4. С. 31-37.
- 3. Ларин С.А., Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н. // ФММ. 1990. №1. 180-188.
- 4. Чувильдеев В.Н., Щавлева А.В. и др. // ФТТ. 2010, т.52, №5, с.28-37.
- 5. Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н. и др. // Металлы, 2004, №1, с.36-43.
- 6. Perevezentsev V.N., Chuvil'deev V.N. a.o. // Ann.Chim.Sci.Mat. 2002, 27(3), 36.
- 7. Kaibyshev R., Kazakulov I., Gromov D. a.o. // Scripta Mat. 44 (2001) 2411-2417.
- 8. Watanabe H., Mukai T. // Scripta Mat. 40 (1999) 477-484.
- 9. Piatti G. // Journal of Materials Science. 18 (1983) 2471.
- 10. Figueiredo R.B., Langdon T.G. // Mat. Sci. Eng. A. 430 (2006) 151-156.
- 11. Geng H.B., Kang S.B., Min B.K. // Mat. Sci. Eng. A. 373 (2004) 229-238.
- 12. Kai M., Horita Z., Langdon T.G. // Mat. Sci. Eng. A. 488 (2008) 117-124.
- 13. Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y., Itoh G. // Scripta Mat. 50 (2004) 511-516.
- 14. Xu Ch., Dixon W., Furukawa M. a.o. // Materials Letters. 57 (2003) 3588-3592.
- 15. Watanabe H., Mukai T., Mabuchi M. a.o. // Scripta Mat. 41 (1999) 209-213.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Лопатин Ю.Г.¹, Пискунов А.В.¹, Мелехин Н.В.¹, Козлова Н.А.¹, Смирнова Е.С.¹

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»,

г. Нижний Новгород, Россия

² Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси,

г. Минск, Беларусь

³ ОАО «Опытное конструкторское бюро машиностроения им. И.И. Африкантова», г. Нижний Новгород, Россия, <u>nokhrin@nifti.unn.ru</u>

Титановые сплавы системы Ti–Al–V используются в трубопроводных системах современных ядерно-энергетических установок (ЯЭУ). К таким материалам предъявляются высокие требования по прочности и коррозионной стойкости. Для повы-

шения уровня прочностных характеристик современных титановых сплавов в настоящее время широко используются подходы, основанные на оптимизации их состава и режимов термической обработки [1].

Одним из перспективных путей повышения физико-механических свойств титановых сплавов является формирование в них субмикрокристаллической (СМК) структуры за счет использования различных методов интенсивного пластического деформирования, в первую очередь - технологии равноканального углового прессования (РКУП) [2, 3].

Традиционно предполагается, что повышение прочности металлов, обеспечивающееся при деформации за счет измельчения зеренной структуры и повышения плотности дислокаций, в силу увеличения общей «дефектности», приводит к снижению коррозионной стойкости материала. Это связано с тем, что граница зерна, обладающая особой структурой, а также специфическим химическим составом по сравнению с кристаллической решеткой, образует с ней дополнительную микрогальваническую пару, интенсифицирующую процесс коррозии. Высокая объемная доля таких микрогальванических пар в СМК структуре, в этом случае, должна заметно приводить к увеличению скорости коррозии. Однако, по нашему мнению, возможны условия при которых коррозионная стойкость СМК материала может стать более высокой, чем крупнокристаллического материала.

Целью работы является получение СМК титановых сплавов системы Ti-Al-V с одновременно повышенными характеристиками прочности и коррозионной стойкости путем использования метода равноканального углового прессования и выбора режима термической обработки.

В качестве объекта исследования выступал промышленный титановый деформируемый сплав ПТ3В состава Ti–4вес.%Al–2вес.%V. Формирование СМК структуры в сплаве проводилось методом РКУП. РКУП осуществлялось в инструменте с углом пересечения рабочего и выходного каналов $\pi/2$. Использовался режим «В_c», при котором заготовка после каждого цикла РКУП поворачивалась на угол $\pi/2$ вокруг своей продольной оси. Скорость деформирования составляла 0.4 мм/с. Температура деформации составляла 400 °C. Число циклов прессования изменялось от одного до N = 4.

Исследования структуры сплавов проводились на оптическом микроскопе Leica IM DRM и растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Для исследования механических свойств титановых сплавов использовалась методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости σ_0 и значение физического предела текучести $\sigma_{\rm T}$. Микротвердость сплава измерялась с помощью твердомера «Duramin Struers-5».

Коррозионные испытания проводились в смеси кристаллических солей NaCl и KBr, взятых в соотношении 300:1, в среде атмосферного воздуха (сообщение с воздушной атмосферой через крышку автоклава) в автоклаве стенда CT-1238. Температура среды в автоклаве поддерживалась в интервале 250°C. Продолжительность испытаний составляла 500 ч. Степень коррозионного повреждения образцов оценивалась в соответствии с ГОСТ 9.908-85.

Показано, что в исходном состоянии (до РКУП) структура сплава ПТЗВ характеризуется однородным распределением зерен по размерам. Средний размер зерна d = 25-30 мкм. Средняя величина предела макроупругости σ_0 и предела текучести σ_T составляет 450 МПа и 600 МПа, соответственно. Микротвердость сплава $H_v = 1.9-2.0$ ГПа.

Средний размер зерна в сплаве ПТЗВ после N=3 циклов РКУП составляет 0.5 мкм и при дальнейшем увеличении числа циклов РКУП не изменяется. Установлено, что зависимость предела макроупругости и предела текучести от числа циклов

РКУП имеет монотонный характер – при увеличении числа циклов РКУП до N = 4 наблюдается повышение предела макроупругости до 750 МПа, а величины предела текучести – до $\sigma_{\rm T} = 1100$ МПа. Твердость сплава ПТЗВ после N = 4 циклов РКУП составляет $H_{\rm v} = 3.5 - 3.6$ ГПа.

Показано, что зависимости предела макроупругости и предела текучести СМК сплава ПТЗВ (N = 4) от температуры 30-минутного изотермического отжига ($T_{\text{отж}}$) имеют двухстадийный характер – незначительное повышение прочности на первой стадии отжига ($T_{\text{отж}} \leq 400$ °C) и разупрочнение на второй стадии. Исследования структуры показали, что при температуре отжига 400–450 °C в сплаве начинают протекать процессы собирательной рекристаллизации, приводящие к увеличению размера зерна. Средний размер зерна сплава ПТЗВ после отжига при температуре 700 °C составляет 10–15 мкм.

Измерение предела макроупругости и предела текучести в исходном и рекристаллизованном материалах, имеющих разный размер зерен, позволяет определить значение коэффициента Холла–Петча K ($\sigma_{\rm T} = \sigma_{\rm o} + Kd^{-1/2}$) в крупнокристаллическом и СМК сплаве. В исходном материале K = 1.5 МПа·м^{1/2}, в СМК сплаве – 0.35 МПа·м^{1/2}, а в рекристаллизованном сплаве после отжиге 800 °C – K = 0.70 МПа·м^{1/2}. Важно подчеркнуть, что величина K в СМК материале (0.35 МПа·м^{1/2}) близка к величине K= 0.16–0.23 МПа·м^{1/2} наблюдаемой в чистом титане ВТ1-00 [4].

Испытания на горячую солевую коррозию сплава ПТЗВ в исходном состоянии показывают, что глубина пораженного коррозией слоя после 500 ч испытаний составляет $L_{\text{кор}} = 600$ мкм. Коррозия имеет межкристаллитный характер. Аналогичные испытания СМК сплава ПТЗВ показывают, что характер процесса коррозии не изменяется, и она, преимущественно, развивается по границам зерен. Однако, глубина прокорродировавшего слоя в СМК сплаве не превышает $L_{\text{кор}} = 100-150$ мкм.

Сравнение поведения СМК сплава с крупнозернистым показывает, что коррозионная стойкость субмикрокристаллического сплава ПТЗВ более чем в 4–6 раз превосходит коррозионную стойкость, характерную для исходного состояния.

В работе предложена модель эволюции структуры титанового сплава при РКУП. Показано, что повышение прочности, обеспечивается за счет измельчения зеренной структуры, а повышение коррозионной стойкости связано с диффузионным перераспределением нежелательных примесей на границах зерен.

Показано, что во время РКУП, проходящего при повышенных температурах, паралелльно с формированием новых границ зерен, в этих границах осуществляется диффузионное перераспределение атомов алюминия. Алюминий, концентрация которого на исходных границах велика, выравнивая концентрацию в соответствии с законом Фика, диффундирует (по границам) на сформированные в процессе РКУП «чистые» границы зерен.

При этом концентрация атомов алюминия на границах, в силу заметного (на два порядка) увеличения общей площади границ становится ниже (в пределе – на два порядка). Такое перераспределение может быть причиной снижения «прочности границ», выражающееся в уменьшении коэффициента Холла-Петча. Однако, в силу более высокой чистоты таких границ должно заметно вырасти их сопротивление межкристаллитной коррозии [5]. Это и является причиной повышения коррозионной стойкости СМК сплава.

- 1. Чеулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Голдфайн В.Н. Титановые сплавы в машиностроении. Л.: Машиностроение. 1977, 248 с.
- 2. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. New York: Nova Science Publishers. 2010, 549 p.
- 3. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994, 232 с.

- Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Щавлева А.В., Копылов В.И. Физико-механические свойства нано- и микрокристаллических металлов, полученных методом интенсивного пластического деформирования. Н.Новгород: ННГУ. 2007, 87 с.
- 5. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. Теория коррозии и коррозионно-стойкие конструкционные сплавы. М.: Металлургия. 1986, с. 359.

Работа выполнена при поддержке со стороны НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, а также АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 гг.)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.»

ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ СТАБИЛИЗИРУЮЩИХ НАНОЧАСТИЦ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Cu–Cr–Zr

Мелёхин Н.В.¹, Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.²

¹Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского, <u>metals@nifti.unn.ru</u> ² Физико-технический институт НАН Белоруссии, <u>kopylov.ecap@gmail.ru</u>

1. Введение

Как известно, интенсивная пластическая деформация (ИПД), осуществляемая методом равноканального углового прессования (РКУП), приводит к существенному увеличению плотности дефектов (дислокаций, границ зерен и т.д.) в металлах и сплавах[1–6]. Это является одной из причин изменения диффузионных свойств таких материалов [6].

Изменение диффузионных свойств сплавов, подвергнутых РКУП, оказывает существенное влияние на кинетику процессов выделения и роста дисперсных частиц [4; 5]. В частности, в работах [5–7], показано, что кинетика распада пересыщенного твердого раствора в сплавах алюминия в литом состоянии и после равноканального углового прессования, имеет существенные отличия.

Настоящая работа посвящена изучению кинетики выделения дисперсных частиц хрома из пересыщенного твердого раствора в микрокристаллическом (МК) сплаве системы Cu–Cr–Zr.

В работе проведен сравнительный анализ кинетики выделения частиц и процессов распада пересыщенного твердого раствора хрома в меди для материала в литом состоянии и в состоянии после 8 циклов РКУП.

2. Образцы и методика эксперимента

Объектом исследования в работе выбран сплав меди с хромом и цирконием Cu-0.7%_{ат}Cr-0.07%_{ат}Zr. Материал изучался в литом (крупнокристаллическом) и микрокристаллическом (после 8 циклов РКУП – режим D) состояниях (далее – МК-материал) [1].

Для изучения процессов выделения частиц второй фазы из твердого раствора был применен четырехзондовый метод измерения удельного электросопротивления (УЭС). Изучение температурной зависимости УЭС является эффективным методом анализа эволюции твердого раствора при термообработках [7–9]. Измерения величины УЭС проводились при комнатной температуре (20°С) после закалки образцов в воду.

3. Результаты экспериментов

<u>Удельное электросопротивление.</u> Полученные в результате эксперимента зависимости удельного электросопротивления (УЭС) от температуры изохронных выдержек показаны на рис.1.



Рис. 1. Зависимость удельного электросопротивления хром-циркониевой бронзы от температуры изохронных выдержек. А) Литое состояние, Б) Микрокристаллическое состояние.

Как известно [5], процесс выделения частиц из пересыщенного твердого раствора в общем случае может быть описан уравнением Аврами-Колмогорова [13; 14]: $f = f_{max} \left(1 - \exp\left(-\left(t/\tau\right)^n\right) \right)$ (2), где f – объемная доля частиц, выделившихся в момент времени t, f_{max} – объемная доля, соответствующая выделению максимальной объемной доли частиц, n – параметр, характеризующий механизм выделения частиц второй фазы, τ – характерное время процесса: $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$, где τ_0 – константа, Q – энергия активации процесса, k – постоянная Больцмана, T – температура.

Учитывая линейную связь объемной доли выделившихся частиц и величины УЭС, согласно правилу Маттисена-Флеминга: $(1-f) = \theta \cdot \rho$ [7-9], можно провести логарифмирование соотношения (2) и графически определить величины Q и n для каждого из процессов.



Рис. 2. Зависимости $\ln\ln((\rho_{max} - \rho_0)/(\rho - \rho_0))$ от $\ln t$ для литого (А) и МК (Б) материалов.

4. Заключение

В работе проведены экспериментальные исследования процессов выделения частиц хрома в литой и микрокристаллической хром-циркониевой бронзе Cu–0.7%Cr–0.07%Zr. Показано, что кинетика выделения дисперсных частиц хрома в меди носит многостадийный характер. Стадийность наблюдается как в литом, так и в МК материале. Смена стадий в материале обусловлена сменой доминирующих механизмов распада.

В литом материале процесс распада контролируется объемной диффузией хрома в меди, стадийность связана со сменой доминирующих процессов роста и зарождения частиц. По мере увеличения температуры отжига, распад контролируется следующими последовательно сменяющими друг друга процессами: процессом роста частиц, образовавшихся при литье; процессом зарождения новых частиц в объеме зерен, и процессом роста зародившихся частиц. При этом в микрокристаллическом материале распад контролируется следующими сменяющими друг друга процессами: при низких температурах доминируют процессы зарождения и роста частиц на дефектах структуры, контролируемые диффузией по дефектам, при высоких температурах – процессы зарождения частиц в объеме, контролируемые объемной диффузией, при еще более высоких температурах доминируют процессы роста зародившихся в объеме частиц.

- 1. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов Мн.: «Навука I тэхніка», 1994. 232 с.
- Kopylov V.I., Application of ECAP technology for producing nano- and microcrystalline materials, Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation, T.C. Lowe and R.Z. Valiev, Kluwer Academic Published (2000) 23 – 27.
- 3. Wang K., Tao N.R., Liu G., Lu J., Lu K. Plastic strain-induced grain refinement at the nanometer scale in copper // Acta Materialia 54 (2006) 5281–5291.
- 4. Paul C. Millett, R. Panneer Selvam, Ashok Saxena Stabilizing nanocrystalline materials with dopants // Acta Materialia 55 (2007) 2329–2336.
- 5. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. 304 с.
- 6. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000г. 272 с.
- 7. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. М.: Машиностроение, 2004.
- 8. Розенберг В.М., Дзуцев В.Т. Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди М., «Металлургия», 1989.
- 9. Шматко О. А., Усов Ю. В. Структура и свойства металлов и сплавов. Электрические и магнитные свойства металлов. Справочник. Киев: Наукова думка, 1987. 325 с.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Бутусова Е. Н., Котков Д.Н., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского», Нижний Новгород, Россия, <u>enbutusova@nifti.unn.ru</u>

В работе проведены экспериментальные и теоретические исследования влияния параметров структуры и уровня старения на механизмы коррозионноусталостного разрушения малоуглеродистых низколегированных трубных сталей. В качестве объектов исследования выступали образцы низколегированных малоуглеродистых сталей различного химического и фазового состава, отобранные из фрагментов основного металла труб магистральных газопроводов в различных состояниях (до и после длительной эксплуатации). Коррозионно-усталостные испытания проводилось по схеме "консольный изгиб" в 3%-ном водном растворе NaCl, в интервале амплитуд напряжений (σ_a) до предела прочности. В ходе испытаний определялось число циклов нагружения до зарождения трещины (N_0), количество циклов до разрушения образца (N^*), а также зависимость скорости роста трещины от амплитуды приложенного напряжения $V_{\rm тр}(\sigma_a)$.

Проведенные экспериментальные исследования показали, что параметры коррозионно-усталостной прочности сталей (число циклов усталостного нагружения до зарождения трещины, число циклов до разрушения образца и скорость роста трещины) определяются не только стандартными параметрами структуры стали (размер зерна, объемная доля перлита и т.д.), но также существенно зависят от концентрации углерода в твердом растворе феррита и объемной доли частиц структурносвободного цементита, выделяющихся по границам зерен феррита. Показано, что в процессе длительной эксплуатации металла труб магистральных газопроводов интенсивно протекают процессы старения, связанные с диффузионно-контролируемым уходом атомов углерода из пересыщенного твердого раствора в феррите, образующегося вследствие использования существенно неравновесных процессов термомеханической обработки при изготовлении трубной стали (повышенные скорости охлаждения, повышенные степени деформации и др.), а также связанные с выделением и ростом частиц карбидов по границам зерен феррита.

Установлено, что увеличение объемной доли частиц карбидов, выделившихся по границам зерен, приводит к уменьшению числа циклов до зарождения трещины и числа циклов до разрушения, а также к увеличению скорости роста трещины. Показано, что зависимость скорости роста коррозионно-усталостной трещины от амплитуды приложенного напряжения имеет нелинейный, близкий к экспоненциальному, характер. Проведен сравнительный анализ влияния уровня старения на интенсивность изменений параметров коррозионно-усталостной прочности трубных сталей, полученных по различным режимам термомеханической обработки (горячая прокатка, нормализация, контролируемая прокатка). Показано, что мелкозернистые стали контролируемого проката обладают наибольшей интенсивностью снижения характеристик коррозионно-усталостной прочности в процессе старения, а также обладают повышенной склонностью к коррозионно-усталостному разрушению в полностью состаренном состоянии.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей предложена физическая модель пластического зарождения и распространения трещины. В основе модели лежит предположение о том, что необходимым условием для зарождения трещины является накопление на границе зерна феррита некоторой критической деформации, а скорость накопления критической деформации определяется скоростью микропластической деформации в состаренной стали (скоростью движения решеточных дислокаций в поле равномерно распределенных препятствий). На основе предложенной модели проведен анализ влияния параметров структуры и уровня старения трубной стали на число циклов до зарождения коррозионно-усталостной трещины. Результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., а также Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (программа «У.М.Н.И.К.»).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И., Мигель И.А.⁽¹⁾

Воронежский государственный педагогический университет, ⁽¹⁾Военный авиационный инженерный университет, Воронеж akvor@yandex.ru

Задача определения прочностных характеристик металлических материалов и параметров их структуры достаточно сложная задача неразрушающего контроля. При её решении точность и достоверность измеряемых параметров существенно повышаются, если расширить арсенал средств контроля. Прежде всего, к таким средствам следует отнести методы акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) [1,2]. Измерение прочностных характеристик материалов АМД-методами

осуществлялось нами по двум основным направлениям – контроля структурного строения и измерения физико-механических характеристик. Инструментом исследования являлся сканирующий акустический микроскоп (САМ) [3]. В качестве характеристик предельного состояния (ПС) были выбраны количество, форма и размер неоднородностей в растре, величина дисперсии (D_v). Выявление набора характерных параметров позволяло судить о степени предельности состояния материала [4].

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

Второй метод заключался в измерении величин υ_R , расчете модулей *E* и *G*. Оценка значений предела прочности проводилась в соответствии с известным выражением $\sigma_{0,2} \cong \frac{G}{10^2 \cdot n \cdot \pi}$. Сравнение полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что измеряя υ_R можно просто и надежно оценивать значения $\sigma_{0,2}$. При использовании же V(Z) – кривых ($\gamma = 0,29$, $\rho = 7840$ кг/м³, $\upsilon_{\partial} = 1483$ м/с) для $d_3^{1/2} = 7$ мм^{-1/2} получили $\sigma_{0,2} = 560$ МПа.

Одну из ведущих ролей при оценке физических свойств играет степень их однородности. В процессе исследований рассчитывали дисперсию υ_R горячекатаной стали 09Г2С. На рис.2 представлены результаты анализа дисперсии для поперечного направления и $T \sim 880^{\circ}$ С. Значение дисперсии составило ~27,5. Для продольного направления дисперсия равняется 94,3.

В настоящее время расчеты прочности осуществляются с помощью феноменологических теорий прочности, в которых структура металла – главный носитель его физических и механических свойств – явно не фигурирует.

Полученные акустические изображения позволили рассчитать размеры отдельных зерен (d_3), оценить их форму, определить и среднее значение, и величину дисперсии. Именно эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов.





Рис.2. Дисперсия скорости ПАВ в стали 09Г2С

Эксперименты по расчёту d_3 с использованием подповерхностных акустических изображений показали, что для исследуемых сталей (ст.70, 06Х14Н8МД2Т и др.) такой параметр прочности как $\sigma_{0,2}$ подчиняется закону Холла–Петча: $\sigma_{0,2} = \sigma_0$ + $k d_3^{-1/2}$, где σ_0 и k – константы для данного материала (рис.3). Используя результаты стандартных расчётов значений $\sigma_{0,2}$, хотя бы для двух точек, применяли метод V(Z)-кривых, который позволил определить размер зерна материала по значениям скорости ПАВ. На рис.4 представлены результаты исследований размера зерна в зависимости от величины скорости ПАВ (ν_R) в образцах. Разработанная методика обеспечивает экспрессный расчет d_3 , который подтверждается данными акустической визуализации.



Рис.3. Измерение $\sigma_{0,2}$ от d_3 ст. 18ХГТ.

Рис.4. Изменение скорости $\upsilon_{\rm R}$ от d_3 ст. 18ХГТ.

Список литературы

- 1. Briggs // Acoustic microscopy Oxford, UK, Clarendon Press 1992-58 p.
- 2. Kustov A.I., Migel I.A. // NATO Security through Science Series. Springer. 2007. p.451-458.
- 3. Кустов А.И., Мигель И.А. // "Материаловедение", 2010 2 (155) с.9-14.
- 4. Кустов А.И., Мигель И.А. // Сб. Трудов XX С.-Петерб. чт. по пробл. прочн., 2010, ч.1, с. 243-245.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Кустов А.И., Мигель И.А.⁽¹⁾

Воронежский государственный педагогический университет, ⁽¹⁾Военный авиационный инженерный университет, Воронеж akvor@yandex.ru

Физико-механическое состояние твердотельных материалов определяет область и продолжительность их использования. Важнейшей задачей является достоверное и экспрессное определение набора характерных параметров материала. Решение этой задачи эффективно осуществляется применением методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД-методов) [1]. Наиболее важные из них – визуализации и V(Z) – кривых.

В данной работе объектами изучения были *стали*. В работе [2] было продемонстрировано, что *режим визуализации* с относительным сканированием поверхности образца и акустической линзы позволяет получить акустическое изображение структуры объекта. При этом, изменяя расстояние (Z) линза-поверхность объекта, можно получать изображения на различной глубине. Снимки позволяют надежно рассчитывать размеры отдельных зерен, оценивать их форму (см. рис.1). Известно, что эти параметры в значительной степени определяют прочностные свойства металлических материалов. При любом существенном изменении степени деформации автоматически трансформируется структура материала. При этом по изменению размера зерна, в соответствии с законом Холла–Петча, $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k \ d_3^{-1/2}$, можно рассчитать прочностные характеристики стали, например, $\sigma_{0,2}$. Оценка степени деформации, в том числе ее значительных локальных изменений, производится по трансформации формы отдельных зерен, что просто и надежно с использованием акустической визуализации.

Вторым базовым методом акустической микроскопии является *метод V(Z)-кривых*. Он позволяет рассчитывать значения скоростей акустических волн (например, поверхностных v_R) с точностью до 0,2% [3], определять размер зерна материала по значениям скорости ПАВ. На рис.2 показано, что каждому размеру зерна соответствует различная v_R . Разработанная методика обеспечивает экспрессный расчет d_3 , который подтверждается данными акустической визуализации.



v_{R*}10 м/с 15,63Ln(x) + 309,5 $R^2 = 0.9699$ d^{-1/2} мм^{-1/2}

Рис. 1. Акустический снимок структуры ст. 10Х12Н2ВМФ, масштаб: 20 мкм/дел., Z = - 17 мкм).

Рис. 2. Зависимость скорости ПАВ (U_R) от размера зерна ст. 15Х2НМФА.

Проблема выявления и характеризации дефектов всегда актуальна. Успешному решению данной проблемы способствует разработка новых, дополнительных методов исследования, к которым следует отнести и АМД-методы. Выявление дефектов с их помощью связано с изменением акустического импеданса в области неоднородности свойств. *Целью* проведенной нами работы являлось наблюдение и анализ дефектной структуры материалов, определение значений их физико-механических параметров АМД - методами.

Методы АМД позволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн в твердотельных материалах [4]. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн и проч. [5]. На рис.3 представлена серия V(Z)-кривых, которая демонстрирует, что разработанная методика позволяет выявлять микротрещины шириной менее разрешающей способности прибора (САМ). В нашем случае этот параметр составлял 0,3 мкм. Как видно из рисунка, изменение высоты главного максимума может достигать 50–70%.

Образованию микротрещин предшествует состояние, которое ещё обратимо. Его выявление проводилось по величине дисперсии значений υ_R и $\Delta V/V\%$ акустических волн. Повышение величины дисперсии приближает матери-ал к предельному состоянию (ПС). Важным параметром ПС являются экстремальные значения. Для их нахождения используют анализ влияния числа циклов нагрузки на величину размера зерна и алгоритмего поиска с помощью информационных технологий (рис.4).



Рис. 3. V(Z)-кривая в районе микротрещины в Ge <111> ($\upsilon_{\rm R} = 2,87 \cdot 10^3$ м/с, $\Delta Z_{\rm N}$ = 13,25 мкм, ($\Delta V/V\%$)_{max} = 68%, масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=11 мкм; расстояние от центра: 40 (*a*) мкм, 0 мкм (δ).



Рис.4. Поиск максимального d_3 стали 16ГС в зависимости от числа (N_u) циклов нагрузки

Из рисунка видно, что изменение размера зерна может достигать 45-65%, при этом интервал числа циклов воздействия составляет ~ 4 – 5 тысяч.

- 1. Кустов А.И., Мигель И.А. и др. // М и ТОМ, 1998 № 4 с.29 –32.
- 2. Budanov A.V., Kustov A.I., Migel I.A. // NATO Science Series, vol. 72 2004 p.203-215.
- 3. Kustov A.I., Migel I.A. // NATO Security through Science Series. Springer. 2007. p.451-458.
- 4. Wilson R.G., Weglein R.D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 3275.
- 5. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference "Strength and fracture of materials and constructions", Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.

РОЛЬ ЛЕГИРОВАНИЯ КОБАЛЬТОМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ НА Fe-Cr-Ni OCHOBE

Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Озерец Н.Н., Мальцева Т.В., Храмцова К.Д.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия, mla44@mail.ru

В качестве материала для упругих элементов, пружин и мединструмента часто используют коррозионностойкие хромоникелевые аустенитные стали типа 18-8, однако использование данных сталей ограничивается низкими значениями релаксационной стойкости (300° C) и низкой технологичностью, что особенно важно для получения проволоки тонких и тончайших сечений. На кафедре металловедения УрФУ была разработана аустенитная сталь 03X14H11K5M2ЮТ, которая в связи с особенностями ее легирования, обладала высокой технологичностью и пластичностью в закаленном состоянии, что позволяло проведение холодной пластической деформации волочением с высокими суммарными степенями обжатия и формированием высокопрочного состояния ≥ 2000 МПа. Ранее проведенными нами исследованиями было показано, что аустенит исследуемой стали является деформационнометастабильным и испытывает при волочении $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращение. После высоких степеней обжатия количество мартенсита деформации может достигать 90 %, при этом прочностные свойства возрастают в 4 раза.

Для изучения роли легирования в исследуемых аустенитных сталях были выплавлены новые стали двух групп легирования: І группа аналогичного легирования с исследуемой ранее сталью 03X14H11K5M2ЮТ, а ІІ группа – с пониженным содержанием кобальта до 1 %. Химический состав исследуемых сталей был скорректирован в основном так, чтобы после закалки структура состояла практически из одного аустенита. Аустенит закаленных сталей имел полиэдрическую форму с двойниками отжига. Следует отметить, что двойников отжига в структуре закаленной стали с повышенным содержанием кобальта наблюдалось значительно больше. В структуре закаленных сталей обеих групп легирования присутствовало небольшое количество карбонитрида титана (Ti,Fe) C,N, выделившихся при кристаллизации слитка или после медленного охлаждения от высоких температур (≈1200-1300° C) при проведении диффузионного отжига слитка.

Проведенные исследования показали, что в сталях с пониженным содержанием кобальта после закалки от 1000° С наблюдается до 10 % δ-феррита, о наличии которого свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа, а также появление слабой намагниченности образцов. Количество δ-феррита увеличивается с повышением температуры нагрева под закалку. Присутствие δ-феррита в сталях сдерживает рост зерна аустенита при нагреве под закалку. Увеличение содержания кобальта до 5,0 % улучшает однородность структуры аустенитной стали, вследствие подавления образования δ -феррита. Методами дифференциально-сканирующей калориметрии и измерения удельного электросопротивления при нагреве и охлаждении было показано, что при медленном охлаждении от температур 1000° С в сталях с пониженным содержанием кобальта в интервале температур 900..700° С происходит диссоциация δ -феррита, по-видимому по реакции $\delta \rightarrow \chi + \delta'$, о чем свидетельствует образование экзотермического пика в указанном интервале температур на кривой охлаждения ДСК, наличие гистерезиса на кривых удельного электросопротивления и повышенное ко-

личество высокотемпературной интерметаллидной х-фазы в структуре закаленной стали. Присутствие нерастворившейся х-фазы после закалки от 1000° С но в меньшем количестве наблюдалось и в сталях I группы легирования.

Методами РСФА, МРСА, электронной микроскопии, термо-рентгенографии и термического анализа (ДСК) установлены ориентировочный состав χ – фазы, нежелательной для высокопрочной проволоки, упрочняющей фазы типа (Fe,Ni)Al, а также температурные интервалы их выделения. Следует отметить, что в кобальтсодержащих (5,0% Со) сталях, обнаруженная высокотемпературная интерметаллидная χ – фаза переменного состава, кроме основных легирующих элементов содержит еще и кобальт. Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава χ – фазы: (Fe,Ni)_{42,0}Cr_{13,0}Mo_{2,0}Al_{1,0} \rightarrow (Fe,Ni)_{39,0}Cr_{14,0}Mo_{2,0}Co_{2,0}Al_{1,0}. Определены температурные интервалы существования фаз: (Fe,Ni)Al – 300..500° С и χ -фазы – 700..1000° С. Выявлено, что (Fe,Ni)Al является упрочняющей фазой, частицы ее имеют сферическую форму, размер порядка 6-10 нм и равномерно распределены по объему зерна.

Поскольку основным упрочняющим этапом получения высокопрочного состояния для аустенитных метастабильных сталей является холодная пластическая деформация, то первоначально образцы исследуемых сталей после закалки от 1000° С в воду были подвергнуты испытанию на растяжение и кручение в магнитоизмерительном комплексе Remagraph C-500 для определения степени метастабильности структуры стали в процессе сравнительных испытаний сталей различных групп легирования. Растяжение образца в магнитно-измерительном комплексе в некоторой степени имитирует операцию холодного волочения заготовки, поскольку и в том и в другом случае наблюдается деформация растяжением вдоль одной оси и две деформации сжатия в ортогональных осях.

Как было показано ранее, сталь первой группы легирования не склонна к образованию б-феррита и ее намагниченность в закаленном состоянии очень мала. В стали, содержащей пониженное количество кобальта отмечено увеличение намагниченности в закаленном состоянии, обусловленное долей б-феррита в структуре. Увеличение намагниченности с ростом степени деформации свидетельствует о протекании мартенситных $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращений. Следует отметить более интенсивный прирост намагниченности для стали второй группы легирования, который проявляется не только в повышенных значениях намагниченности, но и в более интенсивном мартенситообразовании. Известно, что кобальт подавляет образование αмартенсита, усиливая процесс формирования є-мартенсита. Следовательно, процесс микродвойникования в кобальтсодержащих сталях мешает процессу образования мартенсита деформации, и количество мартенсита деформации на начальных стадиях обжатия увеличивается незначительно. В сталях II группы легирования γ→α превращение происходит при меньших степенях обжатия и при меньших степенях обжатия наступает насыщение. В связи с этим стали с пониженным содержанием кобальта (≈ 1 %) могут выдерживать меньшие суммарные степени обжатия и, следовательно, обладают меньшей технологичностью при волочении.

Работа выполнена в рамках целевой программы (тема № 2243), рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (тема № 62261).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Писклов А.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Научно-исследовательский физико-технический институт ГОУ ВПО «Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», Н.Новгород, Россия boldin@nifti.unn.ru

В настоящее время для получения керамических материалов с тонкой однородной структурой и предельной плотностью используются методы предварительного компактирования нано- или ультрадисперсных порошков и последующего термоактивированного спекания или горячего прессования. Однако на стадии спекания, в результате длительной выдержки при высоких температурах, неизбежно происходит интенсивный рост зерна и, как следствие, потеря большинства перспективных свойств.

Технология электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) является новым шагом в развитии высокоскоростных методов консолидации металлов и керамик, основанным на принципе высокоскоростного нагрева порошка и пресс-формы миллисекундными импульсами постоянного тока большой мощности в вакууме или инертной среде в условиях одновременного приложения давления.

В работе описаны результаты исследования влияния режимов ЭИПС (температуры спекания, скорости нагрева и охлаждения, времени изотермической выдержки, величины приложенной нагрузки) на физико-механические свойства оксида алюминия.

В качестве объекта исследования использовался чистый (99.98%) порошок α -Al₂O₃ дисперсностью 0.85–1.0 мкм (Alfa-Aesar). Электроимпульсное плазменное спекание порошка проводилось на установке «Dr. Sinter model SPS-625» (SPS SYNTEX INC. Ltd). Скорость нагрева варьировалась от 10 до 2500 °C/мин, временя изотермической выдержки не превышало 30 минут, давление изменялось от 25 до 100 МПа. Спекание проводилось в вакууме (5 Па) и в атмосфере аргона, в прессформах с внутренним диаметром 12 мм. Температура процесса контролировалась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой прессформы. Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания при помощи аналитических весов Sartorius CPA. Анализ микроструктуры образцов проводился с помощью растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Твердость по Викерсу (H_v) измерялась на автоматизированном микротвердомере «Struers Duramin-5». Трещиностойкость (K_{IC}) определялась по длине радиальных трещин от отпечатка индентора Виккерса, по формуле Палмквиста.

На рис. 1 представлена зависимость скорости усадки (*D*) от температуры нагрева (*T*) Al₂O₃-керамики, спекаемой со скоростью $V_{\rm H} = 100$ ⁰C/мин. Максимальная температура спекания составила $T_{\rm спек} = 1440$ ⁰C, время выдержки $t_{\rm спек} = 30$ мин. Зависимость *D*(*T*) имеет ярко выраженный максимум при температуре T = 1350 ⁰C. Следует отметить, что оптимальная температура ЭИП-спекания α -Al₂O₃ оказывается существенно ниже характерных температур получения Al₂O₃-керамики методом горячего прессования (*T* ~ 1600–1700 ⁰C).

Для изучения процессов эволюции микроструктуры при высокоскоростном ЭИП-спекании, были проведены исследования образцов при температурах нагрева,

указанных точками на зависимости D(T). Выбранные точки характеризуют структуру образца в исходном (до начала процессов спекания), промежуточном (в момент интенсивно протекающих процессов спекания) и конечном (по окончанию процессов спекания) состояниях. Микрофотографии структур, соответствующих точкам 1–4, приведены на рис. 2. Изображения структуры керамики после изотермической выдержки при $T_{\text{спек}} = 1440$ ⁰C приведены на рис. 3.



Рис. 1. Зависимость скорости усадки (*D*) от температуры нагрева (*T*) керамики α -Al₂O₃, спекаемой со скоростью $V_{\rm H} = 100~^{0}$ С/мин ($T_{\rm спек} = 1440~^{0}$ С, $t_{\rm спек} = 30$ мин).



Рис. 2. Микрофотографии структур Al₂O₃-керамики после ЭИПС при температурах нагрева: *a*) *T* = 980 ⁰C (т. 1); *б*) *T* = 1260 ⁰C (т. 2); *в*) *T* = 1350 ⁰C (т. 3); *г*) *T* = 1440 ⁰C (т.4).

Анализ структуры спеченных образцов показывает, что консолидация порошка α -Al₂O₃ начинается при температуре T = 1260 ⁰C, что соответствует максимуму на зависимости скорости усадки от температуры спекания D(T) (т. 2; см. рис. 2*б*). Уплотнение порошка связанное с процессами спекания частиц порошка друг к другу заканчивается при T = 1350 ⁰C (т. 3; см. рис. 2 *в*), а дальнейшее уплотнение керамики связано с процессами рекристаллизации, приводящими к увеличению размера зерна и появлению аномального роста. После нагрева до $T_{\text{спек}} = 1440$ ⁰C (т. 4) средний размер зерна Al₂O₃-керамики составляет 5–10 мкм, при этом размер аномально крупных зерен достигает 40 мкм (см. рис. 2 *г*).



Рис. 3. Фотографии структур Al₂O₃-керамики после изотермической выдержки при $T_{cnek} = 1440$ ⁰C в течение: 1 мин (*a*); 3 мин (*б*); 30 мин (*в*).

Образец керамики Al₂O₃ после изотермической выдержки при $T_{cnek} = 1440$ ⁰C в течение 1 мин, имеет следующие параметры структуры и механических свойств: размер зерна d = 7 мкм, плотность ~ 99.5% ($\rho = 3.970$ г/см³), твердость $H_V = 16.7$ ГПа, трещиностойкость $K_{IC} = 3.0$ МПа·м^{1/2}. Увеличение длительности выдержки до 3 мин приводит к увеличению размера зерна оксида алюминия до d = 10 мкм, повышению плотности до 99.7% ($\rho = 3.978$ г/см³) и снижению твердости и трещиностойкости до $H_V = 16.5$ ГПа и $K_{IC} = 2.8$ МПа·м^{1/2}, соответственно. Дальнейшее увеличение времени изотермической выдержки до 30 мин приводит к формированию крупнозернистой высокоплотной структуры (d = 250 мкм, $\rho = 3.986$ г/см (~99.9%)), а также к снижению твердости до $H_V = 15.8$ ГПа и трещиностойкости до $K_{IC} = 1.1$ МПа·м^{1/2}, соответственно.

Исследование влияния скорости ЭИП-спекания на параметры структуры и физико-механические свойства оксида алюминия показывает, что нагрев порошка α -Al₂O₃ со скоростью $V_{\rm H} = 2500 \ ^0$ С/мин позволяет сформировать мелкозернистую структуру (d = 1.5 мкм) и получить керамику с высокими прочностными характеристиками (твердость $H_{\rm V} = 20$ ГПа, трещиностойкость $K_{\rm IC} = 3.6$ МПа·м^{1/2}).

Анализ экспериментальных результатов показывает перспективность использования высокоскоростного метода консолидации порошков и его преимущества перед традиционными методами спекания. Технология электроимпульсного плазменного спекания позволяет получать высокоплотную (более 99% от теоретической плотности) керамику с тонкой (ультрадисперсной) структурой и повышенными механическими свойствами.

Работа выполнена при поддержке со стороны НОЦ «Нанотехнологии» ННГУ, АВЦП Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011 годы)» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ ПРИ ЗОНДОВЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ В АНИЗОТРОПНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНКАХ

Филиппов В.В., Власов А.Н.

Липецкий государственный педагогический университет, Липецк, Россия wwfilippow@mail.ru

В настоящее время широкое применение получили полупроводниковые пленки различной структуры. В известной литературе описано изменение распределения электронов по долинам, изменение эффективных масс и других факторов приводящих к искусственной анизотропии пленок нанометровых толщин [1,2]. При исследовании свойств полупроводниковых структур, в том числе с помощью сканирующего туннельного микроскопа, необходимо учитывать изменение проводимости по различным направлениям.



Рис. 1. *а*) Схема положения токового зонда к исследуемой пленке. I_1 – ток зонда; (x_1,y_1) – координаты центра токового зонда; *a*, *b*, *d* – геометрические размеры пленки; σ_{\perp} – удельная проводимость вдоль оси *z*; $\sigma_{\rm II}$ – удельная проводимость по осям *x* и *y*; *b*) форма контакта в случае, когда влияние границ не учитывается; *c*) форма контакта в случае учета влияния границ.

В данной работе приведены результаты расчетов распределения электрического поля, возникающего при протекании тока в анизотропных полупроводниковых пленках (рис.1 *a*).

В случае неограниченной пленки мы воспользовались цилиндрической системой координат, полагаем начало системы координат в центре токового зонда. Граничные условия для потенциала следуют из условия равенства нулю нормальнфоковый зонд ставляющей плотности тока на всей поверхности образца кроме точек под токовым электродом острия радиусом r_0 (рис.1 *b*), потенциал нижней грани принимаем равным нулю. Полученное распределение потенциала имеет вид:

$$\varphi(r,z) = -\frac{I_1}{\pi\gamma\sigma_{\perp}r_0} \int_0^\infty \frac{\operatorname{sh}(t\cdot\gamma(z-d))}{t\cdot\operatorname{ch}(t\cdot\gamma\cdot d)} \quad J_0(t\cdot r) \quad J_1(t\cdot r_0) \quad dt \,, \tag{1}$$

где $\gamma = \sqrt{\sigma_{II} / \sigma_{\perp}}$, sh, ch – гиперболические синус и косинус, а J₀, J₁ – функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядков, соответственно.

Определено выражение для сопротивления растекания в бесконечной анизотропной пленке:

$$R_{0} = \frac{2}{\pi \sigma_{\perp} \gamma r_{0}^{2}} \int_{0}^{\infty} \frac{\operatorname{sh}(t \cdot \gamma \cdot d)}{t^{2} \cdot \operatorname{ch}(t \cdot \gamma \cdot d)} \left(J_{1}(t \cdot r_{0}) \right)^{2} dt \cdot$$
(2)

Получено распределение потенциала токового зонда к прямоугольной анизотропной пленке (рис. 1 *a*). Здесь острие зонда представлено квадратом (рис. 1 *c*), со стороной 2ε :

$$\varphi(x, y, z) = \frac{I_1}{ab\sigma_{\perp}} \left[d - z - 4\sum_{n,k=0}^{\infty} \Theta_{nk} \frac{\operatorname{sh}(\eta_{nk}(z-d))}{\eta_{nk} \operatorname{ch}(\eta_{nk}d)} \frac{\sin(\alpha_n \varepsilon)}{\alpha_n \varepsilon} \frac{\sin(\beta_k \varepsilon)}{\beta_k \varepsilon} \cos(\alpha_n x_1) \cos(\beta_k y_1) \cos(\alpha_n x) \cos(\beta_k y) \right].$$
(3)

Сопротивление растекания ограниченной анизотропной пленки:

$$R = \frac{d}{ab\sigma_{\perp}} \left[1 + \frac{4}{d} \sum_{n,k=0}^{\infty} \Theta_{nk} \frac{\operatorname{sh}(\eta_{nk}d)}{\eta_{nk} \operatorname{ch}(\eta_{nk}d)} \cdot \left(\frac{\sin(\alpha_n \varepsilon)}{\alpha_n \varepsilon} \frac{\sin(\beta_k \varepsilon)}{\beta_k \varepsilon} \right)^2 \cdot \cos^2(\alpha_n x_1) \cos^2(\beta_k y_1) \right].$$
(4)

В вышеуказанных выражениях введены следующие обозначения:

$$\Theta_{nk} = \begin{cases} 1, & n \neq 0 \land k \neq 0; \\ 1/2, & n = 0 \land k \neq 0 \lor n \neq 0 \land k = 0; \\ 0, & n = k = 0; \end{cases} \quad \alpha_n = \frac{\pi n}{a}, \quad \beta_k = \frac{\pi k}{b}, \quad \eta_{nk} = \sqrt{\frac{\sigma_{II}}{\sigma_{\perp}} \left(\alpha_n^2 + \beta_k^2\right)}. \tag{5}$$



Рис. 2. Зависимости относительных сопротивлений от размеров квадратной пленки (*a*=*b*, d=a/10) при параметрах электропроводности $\sigma_{II} = \sigma_{\perp}/5$, $\sigma_{II} = \sigma_{\perp}$, $\sigma_{II} = 5\sigma_{\perp}$.

Построены и проанализированы графические зависимости отношения сопротивления пленки, полученные согласно (2), к сопротивлению без учета границ (4) (рис. 2). В рассмотренном случае полупроводниковая пленка имеет вид квадрата с параметрами a = b, d = a/10. Зонд с шириной контакта $2\varepsilon = d$ находится по центру поверхности пленки ($x_1 = a/2$, $y_1 = b/2$, z = 0). Показано, что величина параметра анизотропии $\sigma_{\perp}/\sigma_{\Pi}$ оказывает значительное влияние на величину сопротивления растекания, наиболее ярко выражено влияние границ образца при размерах контакта зонда $2\varepsilon < 20a$.

Экспериментальная проверка полученных распределений была выполнена на анизотропных монокристаллах диарсенидов кадмия (CdAs₂) и цинка (ZnAs₂). Получено хорошее соответствие экспериментальных данных и теоретических распределений электрического потенциала в пределах погрешности измерений.

- 1. Драгунов В.П., Неизвестный И.Г., Гридчин В.А. // Основы наноэлектроники. М.: Физматкнига, 2006.
- 2. Ando T., Fowler A.B., Stern F. // Reviews of Modern Physics. 1982. V. 54, N. 2. P. 437–672.
ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ1-0, ПРОШЕДШЕГО КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИОННУЮ ОБРАБОТКУ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ

Черняева Е.В.¹, Хаймович П.А.², Замлер Е.Г.² Мерсон Д.Л.³

¹СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия, <u>lena@smel.math.spbu.ru</u> ² ННЦ«ХФТИ», Харьков, Украина; ³ ТГУ, Тольятти, Россия

В работе [1] было показано, что образцы стали X18H10T, полученные методом барокриодеформирования (БКД) [2], могут изменять свои свойства с течением времени, причем эти изменения зависят как от степени деформирования материала, так и от последующей термообработки. В связи с этим закономерно встает вопрос о влиянии времени на свойства других металлов после БКД. В настоящей работе предпринята попытка оценить стабильность свойств технического титана BT1-0 после различных способов деформирования [3], с точки зрения изменения его акусто-эмиссионных характеристик при индентировании, которые, как известно, тесно связаны с состоянием материала.

Для исследования были изготовлены 3 партии образцов (см. табл.1) в виде таблет диаметром 3–5 мм и толщиной 0,8–1 мм из материала, подвергнутого квазигидроэкструзии при 300 и 77 К и при 77 К с приложением противодавления (ПД) [3].



Рис. 1. Внешний вид нагружающего устройства установки

Инициирование АЭ осуществлялось путем внедрения твердосплавного конического индентора на механической испытательной машине ИМ-4А (рис.1). Время нагружения составляло 20 сек, максимальная нагрузка на индентор – 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли датчик MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010, при этом общее

усиление составляло 87 дБ.

Все зарегистрированные сигналы АЭ по методике [4] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности и анализировали спектральные портреты (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности), медианную частоту (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности пополам) и энергию сигналов в каждой группе.

В табл. 1 и на рис.2 приведены результаты испытаний, проведенных вскоре после деформирования (тест I) и выполненных через год (тест II). Для всех исследованных образцов состав АЭ был практически однородным: 90-99% составляли сигналы одного вида (группы), очевидно, имеющие дислокационную природу. В каждой партии образцов при степенях деформации ниже 50% наблюдается уменьшение энергии сигналов и рост медианной частоты с увеличением степени деформирования. Это может быть связано с диспергированием структуры материала, деформированного в условиях всестороннего сжатия при низких температурах [3], что приводит к изменению подвижности дислокаций и, соответственно, характеристик акустического излучения.

Таблица 1

Условия деформирова-	δ,	Ν	N_1	$N_1/N_{}$ %	$E_{\rm cp.}$ v.e.	F _m , кГи				
ния	%		- • 1	[, , , , •	-cp, 9.00	- 10				
	Tecm I									
Исходное состояние	0	301	316	93	8352	155				
	20	305	303	93	5818	167				
300К, без ПД	42	315	332	90	4409	185				
	65	372	321	95	2722	184				
	20	291	355	99	4138	158				
77К без ПЛ	30	291	266	97	3057	172				
//R, 003 11 <u>4</u>	44	212	222	98	2031	177				
	68	30	16	79	1748	180				
	14	292	267	98	3645	161				
77 К.с.П.П.	36	297	267	98	2327	169				
// К, С ПД	46	240	236	98	2040	177				
	55	219	219	97	2355	182				
		Te	cm II							
Исходное состояние	0	375	344	92	5120	197				
	20	265	243	92	4154	211				
300К, без ПД	42	297	267	90	2460	221				
	65	260	245	94	1486	215				
	20	347	337	97	1870	195				
77K 6aa П.П.	30	289	279	97	1929	190				
//К, без ПД	44	160	157	98	1243	196				
	68	63	51	81	1346	237				
	14	290	284	98	3018	194				
77 К с ПЛ	36	333	321	96	2085	201				
, ,	46	199	195	98	1085	198				
	55	281	248	88	2844	210				

N – общее количество сигналов, N_1 – количество сигналов в основной (наиболее представительной) группе, δ – степень деформации, $E_{\rm cp}$ – средняя энергия, F_m – средняя медианная частота в основной группе.



Рис. 2. Зависимости количества сигналов АЭ основного вида (N_1), их средней энергии и средней медианной частоты от степени деформирования (δ) для сплава BT1-0, деформированного при 300 (a, δ) и 77 К (b, c) без приложения ПД и при 77 К с приложением ПД (d, e) вскоре после деформирования (a, b, c) и год спустя (b, c, e)

В результате измельчения структурных составляющих титана после БКД уменьшается длина свободного пробега дислокаций, с чем и связаны монотонное снижение энергии АЭ и рост медианной частоты. Однако при больших степенях деформации монотонность изменения свойств может нарушаться (это особенно проявилось после года вылеживания образцов). Подобное явление ранее уже было отмечено в работе [5], но объяснение этому пока не найдено.

Количество сигналов в случае образцов, продеформированных при 300К, было примерно одинаковым для всех образцов. Для образцов после больших степеней БКД (при 77 К) наблюдалось уменьшение количества сигналов АЭ, однако приложение противодавления «смягчает» этот эффект. Время вылеживания также мало сказалось на средних энергиях сигналов, однако как следует из рис.2 (*д*, *e*), медианные частоты существенно увеличились, т.е. спектральный состав сигналов АЭ изменился. На рис. 3 приведены кривые спектральной плотности мощности основной группы сигналов, которые содержат 4 основных пика на частотах 125, 168, 235 и 290 кГц. Легко заметить уменьшение высоты первых двух пиков и увеличение двух следующих в испытаниях теста II, причем закономерное снижение высоты первых пиков с увеличением степени деформации наблюдается в обеих сериях экспериментов.



Рис. 3. Спектры основной группы сигналов АЭ для ВТ1-0, полученного деформированием при 300 (*a*) и 77 К (*б*) и при 77 К С ПД. Степень деформирования указана на легенде в поле графиков. Тонкие линии относятся к тесту I, толстые – к тесту II.

Таким образом, по результатам двух серий испытаний, проведенных с интервалом 1 год, можно сделать следующие выводы: 1) увеличение степени деформирования приводит к уменьшению энергии сигналов АЭ, снижению высоты первых двух пиков кривых спектральной плотности и, соответственно, увеличению медианных частот; 2) время вылеживания приводит к перераспределению энергии в спектрах акустических сигналов в сторону повышения вклада высоких частот; 3) приложение противодавления приводит к усилению немонотонности изменения акустоэмиссионных характеристик в области больших деформаций.

Для объяснения полученных результатов требуются дополнительные систематические исследования материала с привлечением дополнительных методов исследования.

- Черняева Е.В., Хаймович П.А., Мерсон Д.Л. Применение метода акустической эмиссии для оценки стабилизирующего влияния термообработки стали X18H10T после БКД/ Матер. 51-й междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности» (16-20 мая 2011 г., Харьков), Харьков, 2011 – с. 246-247
- 2. А.В.Мац, П.А.Хаймович. Барокриодеформирование стали X18H10T. Физика и техника высоких давлений, 2009, т.19, №1, с.69-77.

- Хаймович П.А. Барокриодеформирование металлических материалов. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». (12 - 14 марта 2008 г), Оренбург, Т.1, С.33-40 (2008).
- 4. Д.Л. Мерсон, А.А. Разуваев, А.Ю. Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия. 2002. № 7. С. 37-46.
- 5. Е.В.Черняева, П.А.Хаймович, А.М.Полянский, В.А.Полянский, Д.Л.Мерсон, Е.Г. Замлер, Ю.А.Яковлев Влияние барокриодеформирования на содержание водорода и акустическую эмиссию в техническом титане ВТ1-0//ЖТФ, 2011, том 81, вып.4. – С.131-134

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 НА ЕГО «АКУСТИЧЕСКОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ»

Черняева Е.В.¹, Хаймович П.А.², Замлер Е.Г.² Мерсон Д.Л.³

 ¹СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия, lena@smel.math.spbu.ru
 ² ННЦ«ХФТИ», Харьков, Украина;
 ³ ТГУ, Тольятти, Россия

В работе [1] были изучены параметры акустической эмиссии (АЭ) при индентировании технического титана ВТ1-0 во время нагружения. Однако в ходе проведения экспериментов было обнаружено, что акустические сигналы регистрируются не только при внедрении индентора, но и после достижения максимальной нагрузки 1000 Н. причем время такого «последействия» зависит как от степени деформирования, так и от режима получения материала. Для изучения этого явления были проведены дополнительные испытания, в которых запись сигналов АЭ производилась до полного прекращения акустической активности материала. В случае особо длительного последействия (для материала в исходном состоянии) запись АЭ прекращали через несколько минут после достижения максимального уровня нагрузки.

В качестве силового привода был использован твердомер «Роквелл». Время индентирования составляло 60 сек, предварительная нагрузка – 10 кГ, максимальная нагрузка – 100 кГ. Акустическая аппаратура и методы обработки результатов были аналогичны описанным в [1].

В табл.1 и на рис.1 приведены параметры АЭ при индентировании тех же партий барокриодеформированных образцов, которые были изучены в [1]. Все данные являются усредненными по двум уколам.

Из рис. 1 видно, что уменьшение скорости деформирования в 3 раза (по сравнению с [1]) и регистрация «полной» АЭ привело к более ярко выраженным общим (для всех рассмотренных режимов деформирования) закономерностям изменения параметров АЭ: уменьшению общего количества сигналов и их энергии, росту медианных частот и «немонотонностям» изменения параметров в области больших деформаций. Формы кривых спектральной плотности и закономерности их эволюции остались аналогичными [1].

Однако изучение «последействия» дополнительно выявило существенное различие в акустическом поведении образцов, полученных деформированием при разных условиях (рис.2). Температура и степень деформирования для каждого образца указаны в поле графиков. Для наглядности в каждой колонке приведено исходное состояние материала.

Таблица 1

Условия деформирования	δ, %	Ν	N_1	<i>N</i> ₁ / <i>N</i> ,%	$E_{\rm cp}$, y.e.	F _m , кГц
Исходное состояние	0	2021	1898	94	2790	185
300K 6ee mootupo 12p	20	1565	1459	93	2461	177
	42	1050	929	88	1796	192
ления (ПД)	65	802	733	91	1303	198
	20	993	957	97	2056	186
77V 602 П.П.	30	734	705	96	1662	190
//К, 0ез ПД	44	436	426	98	1267	187
	68	35	30	85	1017	220
	14	975	952	98	2790	185
77 К, с ПД	36	644	622	97	2337	172
	46	428	377	88	1642	181
	55	833	754	90	1279	196

N – общее количество сигналов, N_1 – количество сигналов в основной (наиболее представительной) группе, δ – степень деформации, *E*ср – средняя энергия, *Fm* – средняя медианная частота в основной группе



Рис.1. Зависимости количества сигналов АЭ основного вида (N_1), их средней энергии и средней медианной частоты от степени деформирования (δ) для сплава BT1-0, деформированного при 300 и 77 К без приложения ПД и при 77 К с приложением ПД



Рис.2. Схема нагружения и распределение сигналов АЭ во времени при индентировании образцов технического титана ВТ1-0, полученного деформированием при 300 (*a*) и 77 К (б) без приложения ПД и при 77 К с приложением ПД (*в*)

В исходном состоянии материал оказался очень «громким». Было зарегистрировано больше 2000 сигналов (табл.1), причем сигналы АЭ продолжали идти еще примерно 5 мин после достижения максимальной нагрузки, хотя и менее интенсивно, чем вначале. Для упрощения последующей обработки запись останавливали через 200 с от начала эксперимента. Деформирование металла при комнатной температуре приводит к уменьшению энергии сигналов, но «время звучания» образцов при малых деформациях остается сопоставимым с исходным материалом (рис.2*a*). Криогенное деформирование существенным образом снижает акустическую активность титана (рис. 2 δ). Обращает на себя внимание тот факт, что в этом случае при больших степенях деформации АЭ прекращается задолго до достижения максимальной нагрузки. Возможное объяснение этого явления может быть связано с недостаточной чувствительностью аппаратуры. Т.е. энергия АЭ становится настолько малой, что сигналы оказываются за шумовым порогом и не могут быть зарегистрированы датчиком АЭ. Приложение противодавления приводит к усилению «звучания» металла (рис. 2 ϵ).

Обнаруженный эффект «акустического последействия» также пока не получил достаточно логичного объяснения и пополнил собой список вопросов, ответы на которые еще предстоит найти в дальнейшем изучении материалов после барокриодеформирования.

^{1.} Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г. Мерсон Д.Л. Влияние времени вылеживания на параметры акустической эмиссии при индентировании сплава ВТ1-0, полученного при разных режимах деформирования // Сб. материалов V Междунар. школы «Физическое материаловедение» (26 сентября – 1 октября 2011 г., Тольятти), Тольятти, 2011. – С.108-111

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИК-НАГРЕВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТА FeNi₃/C

Костикова А.В., Козлов В.В., Муратов Д.Г.

Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», Москва, Россия kostikova89@mail.ru

Влияние квантово-размерного эффекта наноструктуры на свойства вещества, развитие органических полупроводников, открытие новых форм углерода (фуллерен, углеродные нанотрубки, углеродная пена, графен) и синэргетический эффект ИКнагрева на превращения в полимере стимулировали интерес к синтезу новых углеродных нанокомпозитов с модифицированными химическими свойствами. Благодаря своей высокоразвитой поверхности наночастицы Fe и Ni имеют высокую химическую активность и способность к агрегации, что предполагает экономически эффективный синтез наночастиц сплава FeNi₃ (пермаллой) при более низких температурах, чем в случаях методов получения пермаллоя с использованием прокатки, плавки в вакууме или нейтральных газах через охлаждение расплава, возникающего при температуре более 1300 °C [1].

Нанотехнологии смогут найти применение и в электронике, в том числе нанокомпозиты FeNi₃/C, которые в наномасштабе являются дисперсиями наночастиц пермаллоя FeNi₃ (размер частиц приблизительно от 1 до 100 нм) в углеродном материале. Такие нанокомпозиты сочетают выгодные свойства FeNi₃ (магнитная проницаемость до 50000 ÷ 3000000; коэрцитивная сила от 0,65 до 5 А/м; магнитострикция – 0,003 %; магниторезистивный эффект около 4%) и углеродного материала, получаемого из полимера под воздействием ИК-нагрева, который изменяет удельную электропроводность согласно ряду диэлектрик-полупроводник-полуметалл и обладает химической стойкостью. Нанокомпозиты FeNi₃/C раскрывают широкие возможности для контролируемого получения разнообразных физико-химических свойств для различных применений: системы с плотностью записи и хранения информации, равной 10^{12} бит/см²; создание оперативного запоминающего устройства с плотностью памяти 64 бит/см², магниторезистивных датчиков.

Главной целью работы являлось исследование закономерностей превращения в системе FeCl₃·6H₂O-NiCl₂·6H₂O-полиакрилонитрил при ИК-нагреве и разработка способа получения композита на основе наночастиц сплава FeNi₃ в углеродном материале.

Исходный композит получали совместным растворением в диметилформамиде (ДМФА) полиакрилонитрила (ПАН) и солей – FeCl₃·6H₂O и NiCl₂·6H₂O при 60 °C. Концентрация Fe и Ni в исходном растворе варьировалась от 10 до 40 масс. %. Для получения порошков металлоуглеродного нанокомпозита исходный композит FeCl₃·6H₂O/NiCl₂·6H₂O/ПАН после сушки помещали в реактор установки ИК-нагрева [2]. Процесс ИК-нагрева проводился при 500 и 700 °C в течение 15 мин при $P = 10^{-2}$ атм. и скорости нагрева 10 °C/мин.

При низких температурах ПАН представляет химически стабильный полимер. При температурах 70–150 °С происходит только десорбция H₂O. При 300 °С начинается деструкция ПАН. При дальнейшей термической обработке в ПАН образуется полисопряженная система и начинается циклизация, которая обеспечивает термическую устойчивость пиролизованной формы полимера до 300 °С на воздухе [3].

В процессе исследований был проведен рентгенофазовый анализ (РФА) композитов FeCl₃·6H₂O/NiCl₂·6H₂O/ПАН с C_{Fe} и C_{Ni} от 10 до 40 мас. %, подвергнутых ИКнагреву при 500 и 700 °C (рис. 1). На спектрах РФА образцов наблюдается гало при $2\Theta \approx 4 \div 30$ °, подтверждающее образование аморфного С из ПАН при его деструкции под воздействием ИК-нагрева. При $2\Theta \approx 45$, 52, 76° наблюдаются пики, свидетельствующие об образовании кристаллитов сплава FeNi₃. Средние размеры наночастиц FeNi₃ в нанокомпозитах увеличиваются приблизительно от 20 до 60 нм при росте C_{Me} от 10 до 40 мас. %, соответственно.



Рис. 1. Спектр РФА нанокомпозита FeNi₃/C с исходным C_{Fe} и C_{Ni} , равными 20 мас. %, после ИК-нагрева при 500 °C

Возможность получения сплава FeNi₃ при низких температурах подтверждает фазовая диаграмма системы Fe-Ni [4]. Посредством сканирующей электронной микроскопии подтверждено образование кристаллитов FeNi₃ (рис. 2). Наночастицы FeNi₃ рассредоточены в углеродной матрице, полученной из полимера. В этом случае, углеродная матрица приобретает пористую поверхность, которая обусловлена разложением полимера и выделением летучих продуктов при ИК-нагреве.



Рис. 2. Фотография СЭМ для композита FeNi₃/С с исходными С_{Fe} и С_{Ni}, равными 20 мас. %, и полученного при 700 °С

Для осуществления контроля состава и свойств нанокомпозитов FeNi₃/C требуется выполнить термодинамический анализ химических реакций образования карбидов, оксидов металлов, дальнейшее исследование механизма химических превращений, происходящих в системе FeCl₃·6H₂O/NiCl₂·6H₂O/ПАН при ИК-нагреве в условиях низкого вакуума, который является одним из наиболее экономически эффективных методов [5].

Таким образом, разработан способ получения композита на основе наночастиц FeNi₃ в углеродном материале из системы $FeCl_3 \cdot 6H_2O/NiCl_2 \cdot 6H_2O/\Pi AH$ при ИКнагреве; с помощью спектров РФА и фотографий СЭМ установлено образование наночастиц FeNi₃, с размером приблизительно от 20 до 60 нм.

Список литературы

- 1. О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. - М.: Металлургия, 1986. - 440 с.
- Marangoni A., Rogers M. Structural basis for the yield stress in plastic disperse systems // Applied Physics Letters. - 2003. - V.82. - N 19. P. 3239.
- 3. А.Т. Калашник, Т.Н. Смирнова, О.П. Чернова, В.В. Козлов. Свойства и структура полиакрилонитрильных волокон // Высокомолекулярные соединения. 2010. - №11. - С.1-6.
- 4. Н.П.Лякишев. Диаграмма состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение. 1996. 448 с.
- 5. Б.Г.Киселев, Л.В.Кожитов, В.В.Козлов, М.В.Пономарев. Технико-экономическое обоснование рыночной стоимости технологии производства металоуглеродных нанокомпозитов // Цветные металлы. - 2010. - №3. - С. 15-20.

ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

В [1] была рассмотрена статическая модель формирования дислокационной структуры в вершине трещины. Конечное распределение дислокаций в пластической зоне определялось в результате расчета последовательности ее равновесных конфигураций с увеличивающимся числом дислокаций. Эмиссия дислокаций прекращалась, когда напряжения, инициирующие пластическое течение, становились меньше обратных напряжений, создаваемых испущенными дислокациями. Такой подход позволяет рассчитать основные параметры пластической зоны – длину и число дислокаций в линиях скольжения. Однако в некоторых случаях интерес представляют не только конечные, но и временные характеристики процесса пластической деформации, например, при рассмотрении акустической или электромагнитной эмиссии.

Статические уравнения равновесия в этом случае надо заменить на уравнения движения дислокаций:

$$\frac{dx_i}{dt} = \begin{cases} \frac{b}{B} \sigma(x_i), \ \sigma(x_i) \ge \tau_s, \\ 0, \qquad \sigma(x_i) < \tau_s, \end{cases}$$
(1)

где x_i – координаты дислокаций, $\sigma(x_i)$ – напряжения, действующие на *i*-ю дислокацию, B – константа торможения, τ_s – напряжение трения решетки, равное стартовому напряжению движения дислокаций. Мы рассматриваем вязкое движение дислокаций, когда их скорость прямо пропорциональна действующим напряжениям.

В качестве расчетной схемы было выбрана одиночная линия скольжения в плоскости, наклоненной к плоскости трещины под углом 45° . Она соответствует дислокационной структуре, характерной для щелочно-галоидных кристаллов. Для выбранной схемы пластического течения напряжения $\sigma(x_i)$, действующие на *i*-ю дислокацию, будут равны:

$$\sigma(x_i) = \sum_{i=1, j \neq i}^n \frac{A}{x_i - x_j} + \tau_c - \tau, \ i = 1, \ 2...n,$$

где $A = Gb/2 \pi (1 - \nu)$, G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса дислокации, ν – коэффициент Пуассона, τ_c – напряжения от трещины, τ – напряжение изображения.

Уравнения (1) решались численно. Начиная с исходных положений дислокаций при t=0, последовательно находились координаты и скорости дислокаций скопления в моменты $t_k = k\Delta t$, где Δt – временной шаг, k = 1, 2... Процесс движения дислокаций прекращался, когда напряжения $\sigma(x_i)$, действующие на *i*-ю дислокацию со стороны остальных, становилось меньше напряжения трения.

Для определения величины *n* использовались те же соображения, что и в [1], но условия запирания трещины как источника дислокаций проверялось на каждом временном шаге. Процесс формирования линий скольжения разделялся на две стадии. Первая соответствовала нагруженному образцу, вторая – образцу с трещиной после разгрузки. На второй стадии часть дислокаций выходит на поверхность трещины за счет взаимного отталкивания дислокаций и напряжений изображения, трещина частично закрывается.

Некоторое представление о времени формирования пластической зоны дают данные на рис. 1 и 2. Аналогично будут меняться и другие характеристики дислокационного скопления, например, деформация образца или дипольный момент в случае заряженных дислокаций.

Видно (рис. 1), что характерные времена движения дислокаций на стадиях нагрузки и разгрузки образца занимают приблизительно 50мкс. Общее время формирования линии скольжения составляет ≈100 мкс.



Рис. 1. Зависимость площади, заметаемой линией скольжения, от времени: 1 – нагруженный образец (2 H); 2 – после разгрузки



Рис. 2. Зависимость времени движения дислокаций от нагрузки: 1 – первая стадия; 2 – вторая стадия

Длительность первой стадии менее чувствительна к изменению нагрузки (рис. 2). Длительность второй стадии изменяется более сильно, хотя число дислокаций с ростом усилий увеличивается как на первой стадии, так и на второй. Связано это может быть с более низкими значениями напряжений, действующих на движущиеся дислокации после разгрузки образца.

1. Тялин Ю.И., Тялина В.А., Золотова Д.В., Бутягин А.А., Осипова Е.Н. Структура полос скольжения, формируемая в вершине трещины при ее остановке // Деформация и разрушение материалов, 2008, № 3, с. 23-26.

ПОЛЗУЧЕСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ТРУБЫ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ВОДОРОДА

Назаров В.В.

Институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия inmec130@mail.ru

Предложена модель плоского деформирования и разрушения трубы, работающей под постоянным внутренним давлением *q* водорода. Все отличные от нуля компоненты тензоров деформаций ползучести и напряжений зависят только от радиуса *r* и времени *t*. Начальные размеры внутреннего и внешнего контура трубы равны a_0 и b_0 , после деформирования принимают значения *a* и *b*. Решение строится в подвижной системе отсчета $r = 0,5r_0 + \sqrt{0,25r_0^2 + b_0u_b}$, где r_0 — переменная Эйлера, при этом перемещение $u_b = b - b_0$ и скорость $\dot{u}_b = db/dt$ внешней границы *b* трубы известны.

За материал трубы принимается углеродистая сталь или металлический сплав, в котором между границами зерен могут содержаться оксиды как основного, так и легирующих элементов, способных реагировать с водородом. В результате химической реакции с участием водорода образуются метан либо пары воды высокого давления, под действием которого в материале возникают микропоры. Содержание продуктов химической реакции определяется уравнением диффузии, в котором вместо концентрации водорода рассматривается давление q_h продуктов химической реакции водорода и материала трубы:

$$\frac{\partial q_h}{\partial t} = \frac{1}{r} \left[\frac{\partial}{\partial r} \left[Dr \frac{\partial q_h}{\partial r} \right] \right], \ q_h(r, \ 0) = 0, \ q_h(a, \ t_h) = q_*, \ \frac{\partial q_h(b, \ t)}{\partial r} = 0,$$

где D — коэффициент диффузии, t_h — время достижения q_h равновесного значения q_* на границе a.

При моделировании разрушения в условиях неоднородного напряженного состояния следует различать по времени две последовательные стадии, определяемые моментом t_* зарождения магистральной трещины. На первой стадии $0 \le t < t_*$ протекает скрытое разрушение, вызванное с одной стороны, образованием и увеличением размеров микропор, с другой — ослаблением прочностных свойств материала в результате образования продуктов химической реакции с участием водорода. Вторая стадия $t_* \le t \le t_{**}$ определяется временем развития трещины, где t_{**} — время начала неустойчивого роста трещины.

Для сжимаемого материала в задаче с осевой симметрией:

$$\omega = \varepsilon_{\theta} + \varepsilon_r + \varepsilon_{\theta}\varepsilon_r ,$$

где ω — относительное изменение объема материала, ε_{θ} и ε_r — окружная и радиальная деформации ползучести, при этом u — радиальное перемещение. Следует заметить, что сжатие имеет место при $\varepsilon_{\theta} < |\varepsilon_r|$, разрыхление материала наступает при $\varepsilon_{\theta} > |\varepsilon_r|$, для несжимаемого материала $\varepsilon_{\theta} = |\varepsilon_r|$, что означает $\varepsilon_{\theta} + \varepsilon_r = 0$.

В качестве уравнения состояния принимается степенная зависимость скорости $\dot{\gamma}$ максимального главного сдвига от разности эффективного максимального касательного напряжения $\tau_{max}[1+\omega]$ и предела ползучести при сдвиге $\tau_c(q_h)$:

$$\begin{cases} K\dot{\gamma} = \left[\tau_{\max}\left[1+\omega\right] - \tau_{c}\right]^{n}, \ \tau_{\max} > \tau_{c} \\ \dot{\gamma} = 0, \ \tau_{\max} \le \tau_{c} \end{cases}$$

где $\dot{\gamma} = \frac{2b_0 \dot{u}_b}{r^2}$, $\tau_{\max} = \frac{q - 2\tau_c \ln(b/a)}{nr^2 [a^{-2} - b^{-2}]} + \tau_c$, K — материальная функция от температуры, n — постоянная и $\omega(r, t) = \frac{a+b}{a_0 + b_0} \left[1 - \frac{b_0 u_b}{r^2}\right] - 1$.

Зарождению трещины предшествует условие прочности $\tau_{\max}(r_{cr0}, t_*)[1 + \omega(r_{cr0}, t_*)] = \tau_s$, где r_{cr0} — место поперечного сечения трубы, в котором впервые произойдет локальное разрушение, $\tau_s(q_h)$ — предел прочности при сдвиге. Продольный размер l радиальной трещины равен разности радиуса r_{cr} начала разрушения и координаты x вершины: $l = r_{cr} - x$, где $r_{cr} = 0.5r_{cr0} + \sqrt{0.25r_{cr0}^2 + u_{b-b_*}b_0}$, u_{b-b_*} — перемещение b при $t \ge t_*$, при этом $u_{b-b_*} = b - b_*$.



Рис. 1. Эволюция трещины.

На рис. 1 показана трещина с разбегающимися в противоположные направления берегами под углом $\phi(q_{k})$, при этом ее крайние точки образуют клин с высотой *l* и основанием *z*. Из геометрических построений на рис. 1 следует, что $tg(\phi/2) = z/2l$, где z расстояние между берегами трещины вдоль элемента дуги окружности радиуса r_{cr} , при этом $z = 2\pi u_{cr}$, u_{cr} – перемещение начала распространения разрушения $u_{cr} = r_{cr} - r_{cr0}$. При z << l находим $l = z / \phi$, откуда $x = r_{cr} - z / \phi$. По причине того, что прочностные свойства материала снижаются с убыванием r, то трещина начнет расти в направлении

границы *a*, при этом скорость вершины \dot{x} сопровождается уменьшением размера [x-a] области не разрушенного материала в направлении роста трещины, а также увеличением *l* и \dot{r}_{cr} . Тогда $\dot{x} = m\dot{r}_{cr}$, где m = l/[x-a]. Завершение второй стадии достигается критическим значением $m(t_{**}) = M$. Далее разрушение принимает скоротечный характер, при котором рост трещины становится не устойчивым.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты: № 11-08-00007-а, № 11-08-00045-а).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ПАРАМЕТРОВ ДЕСТРУКЦИИ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Яковенко А.А.

ГОУ ВПО «Тульский государственный университет», г. Тула, Россия AlexYakovenk@gmail.com

Развитие повреждаемости различных масштабных уровней влияет на характеристики тонкой структуры и, далее, на механические свойства материала. К характеристикам тонкой структуры (ХТС) относят: плотность дислокаций, величину микроискажений, размер областей когерентного рассеяния и др.

Цель исследований – сопоставить результаты измерений механических свойств и ХТС поврежденных малоуглеродистых сталей. Объектами исследований служили образцы малоуглеродистых сталей: сталь 20 (l = 200 мм, d = 8 мм) и сталь марки 08Г2С (l = 70 мм, d = 0.8 мм). Исходное состояние: а) отжиг при 1000 ⁰С 1 час в вакууме (ост. давление 10⁻⁵ Па); б) предварительное деформирование (статическое одноосное растяжение) в диапазоне от 0 до 17 %.

Оборудование и методики: 1) *Механические испытания* на статическое одноосное растяжение проводили на универсальной электромеханической испытательной машине Instron 5882 (максимальная нагрузка 10 т). Испытания осуществляли в соответствии с ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре с записью диаграммы деформации в ППП Instron 5882. Скорость деформирования 5 мм/мин. 2) *Рентгенографические исследования* проводили на дифрактометре Rigaku Ultima IV (СиКа, Кβ фильтр - Ni), с однокоординатным полупроводниковым детектором D/TeX. Рабочее напряжение трубки 40кВ. Ток 40 мА. Диапазон углов съемки 35 -140 град 20. Шаг 0,01 град. Скорость 1 град/мин. Для уточнения профиля экспериментальных рентгенограмм использовали ППП PDXL RIGAKU.

По итогам <u>механических испытаний</u> машинные кривые растяжения (МКР) перестраивали в истинные диаграммы в параболических координатах $S - e^{1/2}$ по методике [1]. Путем анализа линеаризованных истинных диаграмм деформации определяли точку начала деструкции D_i и характеристики поврежденности: коэффициенты деструкции Δ и добротности η (рис.1). На линеаризованных диаграммах наблюдали 2 и более линейных участков, в диапазоне которых определяли координаты точки начала деструкции. В остаточной деформации за точкой D выделяли ее пластическую δ_p и пластико-деструкционную δ_D компоненты.

В ходе <u>рентгенографического анализа</u> определяли истинное физическое уширение β , величину микроискажений e и средний размер областей когерентного рассеяния (ОКР) D_{hkl} по линии [220] с помощью метода Вильямсона-Холла по формуле:

$$\beta \cos \theta / \lambda = (2e_{hkl}) \sin \theta / \lambda + K / D_{hkl}, \qquad (1)$$

где β – физическое уширение по линии [220] в радианах; λ – длина волны СиК α излучения (λ = 15,405 нм); *е* – величина микроискажений, %; θ – угол рассеяния, рад; *К* – постоянная Шеррера, *К* = 0,9 для металлов с ОЦК решеткой; D_{hkl} – средний размер областей когерентного рассеяния, нм [2].

Средний размер ОКР находили экстраполяцией зависимости уширения $\beta \cos\theta/\lambda$ от величины вектора рассеяния $S = \sin\theta/\lambda$ на значение S = 0. Величину микроискаже-

ний *e*, характеризующую усредненную по объему кристалла однородную деформацию, определяли из угла наклона φ прямой, аппроксимирующей зависимость (1) как [(tg φ)/2]⁻¹⁰⁰ %. Рассчитывали плотность дислокаций ρ . Одной из задач исследования являлась оценка влияния различных факторов: размера ОКР и микроискажений на истинное физическое уширение [3].

Анализировали зависимости указанных параметров от степени предварительной деформации (рис. 2).



Рис.1. Определение параметров деструкции для стали 08Г2С. Степень предварительной деформации 2 %. Методика [1]



Рис. 2. Зависимость плотности дислокаций р и величины микроискажений *e* от степени предварительной деформации стали 20

Выводы. Комплексный анализ характеристик тонкой структуры и параметров деструкции подтвердил факт наличия стадийности накопления поврежденности в малоуглеродистых сталях и позволил значительно детализировать механизмы процессов деструкции, реализующихся на данных стадиях:

1) <u>Диапазон деформации 0 - 4 %.</u> Интенсивно увеличивается плотность дислокаций. С небольшим запаздыванием растут микроискажения. Их максимум приходится на $\varepsilon = 5$ %. Это соответствует началу развития локальных зон концентрации напряжений (ЛЗКН) и зарождению микротрещин в области 4-5 % предварительной деформации. До $\varepsilon = 2$ % наблюдали рост добротности и падение деструкции, что согласуется с изменением плотности дислокаций и величиной микроискажений. При 4 % - добротность снижается до исходного уровня, деградация растет. В ЛКЗН, появившихся на фоне роста плотности дислокаций, зарождаются сверхдислокации и субмикротрещины.

2) <u>Диапазон 4 - 10 %.</u> Плотность дислокаций снижается в два этапа: 4-6 % и 6-10 %. Первому этапу соответствует снижение микроискажений e (5-8 %). Затем следует их слабый рост в диапазоне 6-10 %. Такой характер изменений связан, повидимому, с началом активной деструкции (трещинообразования). Падение ρ отражает уход части дислокаций на ювенильные поверхности и развитие микротрещин. Фиксировали область относительной стабилизации добротности и деструкции. Это результат конкурирующих процессов роста микроискаженией и их релаксации.

3) <u>Диапазон 10-12 %.</u> Область активной деструкции. Наблюдали второй этап роста р, который отражает завершение релаксации, связанной с развитием микротрещин и дальнейшее накопление дефектов в шейке образца (15-17 %).

4) Изменение размеров блоков не вполне согласуется с изменением плотности дислокаций и микроискажений, что свидетельствует о различной природе процессов, контролирующих эти параметры: ρ и e – с одной стороны и размер блоков D_{hkl} – с другой. В областях низких (0-4 %) и высоких (12-17 %) деформаций основной вклад в физическое уширение дает изменение размера ОКР; в области средних (4-12 %) деформаций – активно влияют микронапряжения.

Заключение. Параметры деструкции и ХТС, определенные соответственно с помощью механических испытаний и рентгенографических исследований качественно сходно описывают процессы накопления и развития поврежденности в малоуглеродистых сталях. Совместный анализ данных характеристик позволил выявить общие закономерности данных процессов. Сделанные выводы согласуются с результатами исследований, ранее проведенных автором [4, 5].

Список литературы

- 1. Рыбакова Л.М. Деструкция металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании // МиТОМ. - 1980. - № 8.- С.17-22.
- 2. Hall W.H. X-ray line broadering in metals //Letters to the editor. Department of metallurgy, University of Birmingham. 30the august. 1949. P.741-743.
- 3. Панова Т.В., Блинов В.И. Определение внутренних напряжений в металлах: Описание лабораторной работы по курсу «Рентгеноструктурный анализ»/ Т.В. Панова. – Омск: Омск. гос. ун-т, 2004. – 20с.
- 4. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Развитие деградации и начальные стадии повреждаемости малоуглеродистой стали при деформировании//Известия ТулГУ. Серия «Естественные науки».-2010. Вып.1. С. 160-166.
- 5. Яковенко А.А. Роль водорода в деградации и накоплении поврежденности малоуглеродистой стали//Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки.- 2010. - Т.15. - Вып.-3. – С.-1283-1286.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ БЕТОНЫ С ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫМИ ДОБАВКАМИ

Гувалов А.А.¹, Ганбаров Д.М.²

¹Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, ²Институт химических проблем М.Ф.Нагиева НАН Азербайджана, Баку, Азербайджанская Республика, abbas.guvalov@ akkord.az

В производства высокопрочных бетонов широкое применение нашли тонкодисперсных комплексных органоминеральных добавок (ОМД). Тонкодисперсные минеральные добавки (Микрокремнезем, вулканические алюмосиликаты, зола-унос), в комплексе с суперпластификаторами произвели переворот в технологии получения высокопрочных бетонов марок 1000-1200. Но, несмотря на все положительные характеристики МК, его стоимость, в зависимости от условий поставки может превышать стоимости самого цемента в несколько раз [1,2]. Сегодня важен поиск многотоннажных минеральных добавок, которые в комплексе с суперпластификаторами позволяют повысить физико-технические свойства бетонов. В настоящих исследованиях расширена группа дисперсных наполнителей цемента природного происхождения и предложено использовать вулканические пеплы и цеолитсодержащие породы - трасс. Указанные породы в своем составе содержат вулканическое стекло, представляющие собой алюмосиликаты который взаимодействует с продуктами гидролиза при твердении цемента. Породы измельчались до удельной поверхности Syд = $6000 \pm 20 \text{ м}^2$ /кг. Для сравнения использовался МК Челябинского металлургического комбината с 8–3500 м² /кг, выпускаемый в соответствии с ТУ 14-139-121-89.

Высокопрочный бетон получали в результате модифицирования его комплексной ОМД, состоящей из пластификатора и тонкомолотого минерального компонента. Содержание ОМД принималось 12,5 % расхода цемента. Доля суперпластификатора СП-1 и САС-3 в комплексной ОМД, соответственно составляла 1 и 2 % от расхода цемента [3]. При применении СП-1 с целью повышения ранней суточной прочности бетона дополнительно с водой затворения в бетонную смесь вводился ускоритель процесса твердения Na₂SO₄ в количестве 1 %. Расход материалов на 1 м³ бетонной смеси для контрольного состава был принят следующий: цемент – 600 кг, песок – 560 кг, отсев 230, щебень – 850 кг, вода 200; для составов с ОМД: цемент – 540 кг, ОМД – 60 кг, песок – 560 кг, отсев 230, щебень – 850 кг, вода – 130. Расход цемента для составов с дисперсными носителями был снижен на 10 %. Бетонные смеси подбирались умеренно подвижные с осадкой конуса 1–2 см и подвижные с осадкой конуса 5–6 см. Опытные образцы формовали на стандартной виброплощадке при уплотнении в течение 1 мин. Образцы хранились в нормально-влажных условиях при температуре 20° С.

Выполненные исследования подтверждают высокую эффективность органоминеральных модификаторов для получения высокопрочных бетонов (табл. 1).

Введение суперпластификатора С-3 в комплексе с дисперсными наполнителями повышает как раннюю суточную прочность высокопрочного бетона, так и нормативную в возрасте 28 сут. Для умеренно подвижных смесей это превышение на первые сутки составляет вулканического пепла – 49 %, траса – 35 % и МК – 58,6 %. Важно отметить, что бетоны модифицированными ОМД, имеют в 1,3–1,7 раза более высокую суточную прочность по сравнению с контрольным бетоном без ОМД при сниженном расходе цемента. При комплексном введении ОМД с Na₂SO₄ прочность повышается на 80%.

N	Вид и дозировка органо-минер модификатора бетона	B/T	Вд,	Ок,	Прочность, МПа, в возрасте			
	наполнитель как заменитель 10 % цемента	Na ₂ SO ₄	D/ 1 %		СМ	1 сут	3 сут	28 сут
1	Без наполнителя	-	0.37	-	1-2	28.8	62	95
2	Вулканический пепел	-	0.26	29.7	2-4	43	77	102.4
3	Трас	-	0.275	25.6	1-2	38.9	68.5	99
4	Микрокремнезем	-	0.27	27	2-3	45.7	79.7	102.2
5	Вулканический пепел	1	0.29	29.3	5-6	50	66	74.5
6	Трас	1	0.31	24.4	5-6	42	65	72
7*	Вулканический пепел	-	0.29	29.3	5-6	51	68	76
8*	Трас	-	0.31	24.4	4-5	44	65	73

Таблица1. Кинетика набора прочности бетона на дисперсных носителях

Примечание: * – составы при применении САС-3 с микронаполнителями

Введение суперпластификатора САС-3 в комплексе с дисперсными наполнителями повышает как раннюю суточную прочность высокопрочного бетона, так и нормативную в возрасте 28 сут. Нормативная прочность высокопрочного бетона, модифицированного ОМД, не уступает, а в большинстве случаев превышает таковую для бетона контрольного состава без наполнителей. Изучена кинетика водопоглощения и характеристики пористости высокопрочного бетона с ОМД (табл. 2).

Вил лисперсного	Водопоглощение, %					Показатели пористости		
наполнителя	15 мин	30 мин	60 мин	24 час 14 сут		однородности размеров пор, α	среднего размера пор, λ	
Без наполнителя	2.47	3.17	3.85	4.63	4.82	0.39	4.49	
Вулканический пепел	1.72	2.41	2.77	4.41	4.63	0.49	1.0	
Трас	1.38	1.87	2.19	3.45	3.65	0.51	1.0	
Микрокремнезем	1.27	1.44	1.71	3.12	3.24	0.3	0.48	

Таблица 2. Кинетика водопоглощения и показатели пористости бетона

Анализ экспериментальных данных свидетельствует, что введение ОМД способствует снижению водопоглощения бетона в среднем на 20–30 % по отношению к контрольному составу без добавок.

Водопоглощение бетона контрольного состава без добавки составляет 4,82 %, с добавками вулканического пепла и траса 4,63 % и 3,65 % соответственно. Минимальное водопоглощение W = 3,24 зафиксировано для бетона, модифицированного МК. Установлена линейная зависимость изменения водопоглощения бетона от водоцементного отношения

Согласно экспериментальным данным, максимально высокая пористость характерна для бетона контрольного состава без ОМД. Очень низкие значения показателя среднего размера пор 0,48–1 свидетельствуют, что капиллярные поры в матрице чрезвычайно малы. В результате действия добавок наблюдалось смещение размера пор в область более мелких пор диаметром 0,1–0,3 мкм и 0,6–1,2 мкм как менее опасных для морозостойкости и долговечности. Это определяет повышение морозостойкости бетона не менее Р600– Р700 и водонепроницаемости не менее W8–W2.

Введение тонкомолотого минерального компонента совместно с суперпластификатором САС-3 при неизменном виде цемента и расходе крупного заполнителя позволяет повысить модуль упругости бетона на 20–25 %. Величина модуля упругости высокопрочного бетона при сжатии достигает 45–55 МПа. Минимальные предельные продольные и поперечные деформации 1,35 мм/м и 0,43 мм/м соответственно получены для бетона, пластифицированного комплексной ОМД. Для бетона контрольного состава они достигают значений продольные деформации = 2,4 мм/м и поперечные деформации = 1,02 мм/м.

Таким образом, выявлена возможность эффективного использования органоминерального модификатора для направленного формирования структуры и обеспечения физико-технических свойств высокопрочных бетонов.

- А.А.Гувалов. Влияние органо-минеральных модификаторов на прочность бетона // VI Международная конференция "Прочность и разрушение материалов и конструкций". 20-22 октября 2010 г, Оренбург,— 2010. С. 221-225
- 2. Демьянова В. С., Калашников В. И., Борисов А. А. Об использовании дисперсных наполнителей в цементных системах // Жил. стр-во.1999, № 1.
- Guvalov A.A. Impact of poliarilsulphonosulphonic Superplasticizer on hidration and hardening of cements SCIENCE WITHOUT BORDTERS/ Transactions of the International Academy of Science H&E. Volume 3 2007/2008. Innsburk-2009. S 605-610.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВУЛКАНИЧЕСКОГО ПЕПЛА ДЖЕЙРАНЧЕЛЬСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА ЦЕМЕНТА

Гувалов А.А., Гувалов М.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика, <u>abbas.guvalov@akkord.az</u>

Теория и практика строительного материаловедения на современном этапе свидетельствуют о том, что цементные растворы и бетоны постепенно переходят из разряда трех-четырех компонентных к шести-восьми и более компонентным системам, наполненным модификаторами различного функционального назначения. Химические добавки, комплексные модификаторы и микронаполнители являются сегодня неотъемлемой частью цементных систем [1]. Преимущество структуры цементной матрицы с микронаполнителем заключается в том, что в ней создаются благоприятные условия для формирования межчастичных контактов, во многом определяющих прочность материала. В таких структурах локализуются внутренние дефекты, снижается концентрация напряжений. При рассмотрении механизмов повышения прочности наполненных цементных систем, особенно при использовании тонкодисперсных химически активных наполнителей, особого внимания заслуживают процессы гидратации и минералообразования, обеспечивающие в конечном итоге прочность твердеющих композитов.

В качестве активных наполнителей использовались пепел с удельной поверхностью 400 и 800 м7кг [1]. Долю пепла в смеси варьировались в широких пределах: 1, 5, 10, 15, 20, 40 мас. %.

В качестве цемента был принят Карадагский бездобавочный портландцемент марки ЦЕМ I 42,5H.

Для определения прочности при сжатии цемента в системе «портландцемент – пепел» формовали стандартные малые образцы размером 20х20х20 мм из теста нормальной густоты (табл. 1).

Количество	Нормальная густота теста, %				
пепла, мас. %	$\mathrm{S}_{\mathrm{yg}} = 400$ м /кг	$S_{yg} = 800 \text{ m}^2/\kappa\Gamma$			
0	28	28			
1	28,	28,0			
5	28,3	28,4			
10	28,3	28,4			
15	28,5	28,4			
20	28,7	30,0			
40	30,0	33,0			

Габлица	1. Нормальная г	устота цемента с	Джейранчельс	ским пеплом
---------	-----------------	------------------	--------------	-------------

При подготовке цементного теста было отмечено, что введение пепла в количестве до 10% не вызывает увеличения вязкости системы и не требует дополнительной воды затворения. Подобный факт был описан в работе [3] для смешанных цементов с тонкодисперсными добавками и объяснялся возникновением баланса между факторами, влияющими на текучесть, а именно: увеличение вязкости за счет сокращения объема свободной воды и увеличения числа коагуляционных контактов компенсируется слабостью этих контактов из-за наличия на микрочастицах пленок адсорбционно-связанной воды.

Таким образом, слабо контактирующие между собой частицы пепла, заполняющие промежутки между относительно грубодисперсными частицами цемента, способны скользить и перемещаться относительно друг друга, образуя относительно равномерную самоорганизованную структуру порошка вяжущего. Соотношение размеров зерен пепла и цемента, как и предполагалось ранее, обеспечивают плотную укладку частиц уже в порошке вяжущего. Далее при затворении вяжущего водой частицы пепла будут способствовать созданию вязко-пластичной среды и равномерной и плотной структуры цементного теста, что согласно [4] может являться одной из важных предпосылок высокого качества цементного камня.

Увеличение доли пепла в вяжущих сверх 10 мае. % повышает их водопотребность, причем более интенсивно в системах с повышенной удельной поверхностью (табл. 1). Избыточное количество воды затво- рения, как известно, приводит к образованию большого количества капиллярных пор и к снижению прочности цементного камня. Кроме того, с увеличением доли пепла его распределение в тесте композиционного вяжущего становится все более неравномерным, с выделением отдельных зон крупных кристаллов цементного клинкера и зон, преимущественно содержащих тонкодисперсные частицы пепла. Такая зональная структура, по всей видимости, также приведет к снижению прочности конгломератов.

Все отформованные образцы твердели в равных условиях, а именно: вначале суточная выдержка в формах при нормальном температурно-влажностном режиме, затем извлечение из форм и твердение в воде при температуре 22±3°C.

Испытания на прочность образцов (20x20x20 мм) проводили через 1, 3, 7, 14, 28 суток (табл. 2).

		Предел прочности образцов на сжатие, МПа,										
утки	Памант	Содержание пепла, % (S_{yg} = 400 м ² /кг)						Содержание пепла, % ($S_{yg} = 800 \text{ м}^2/\text{кг}$)				
Ŭ.	цемент	1	5	10	15	20	40	1	5	10	15	20
1	32,4	32,9	32,7	35,8	33,8	32,5	20,80	34,40	36,6	36,4	36,8	26,6
3	62,2	76,7	87,9	86,6	84,1	72,5	47,70	82,00	98,2	102,6	98,3	80,2
7	86,8	109,5	105,6	87,9	84,7	88,0	66,30	103,8	119,9	106,0	99,6	86,2
14	99,7	114,9	114,5	112,4	99,6	96,0	81,30	109,8	127,8	116,1	109,0	99,3
28	101,2	118,4	121,9	117,6	111,9	110,8	82,90	119,8	132,2	125,5	118,5	113,7

Таблица 2. Прочность при сжатии образцов вяжущих

Анализ результатов прочностных испытаний позволяет сделать следующие выводы:

- использование в составе вяжущих пепла ($S_{yg} = 400 \text{ м}^2/\text{кг}$) в количестве до 20% приводит к повышению прочности от 9 до 20% в сравнении с прочностью цемента марки ЦЕМ I 42,5H;

- степень упрочнения нарастает с повышением дисперсности пепла, наиболее эффективна добавка пепла с удельной поверхностью 800 м²/кг в количестве 5%, при этом предел прочности на сжатие повысился на 30,6 % по отношению к ЦЕМ 1 42,5H;

- использование в вяжущих более 20% пепла приводит к снижению прочности.

Испытания прочности образцов с добавками тонкодисперсного пепла в количестве 5, 15 и 20 % в возрасте 210 суток показали, что темпы прироста прочности в период от 1 до 6 месяцев твердения составляют для различных составов 2,8-4,8 МПа в месяц. Это существенно выше, чем прирост прочности образцов стандартного цементного камня (1,8 МПа) (табл. 3), и позволяет говорить о большей эксплуатационной надежности материалов на базе композиционных вяжущих.

Известно, что в результате твердения в цементном камне всегда образуется гидрат окиси кальция, который с течением времени может подвергаться коррозии в агрессивных средах и вымываться водой. Поэтому для обеспечения поддержания высокой прочности в течение длительного времени эксплуатации используют весьма эффективные особые добавки, связывающие Ca(OH)₂ в более стойкие соединения гидросиликаты кальция типа CSH за счет протекающих пуццолановых реакций. Пуццолановые реакции, как фактор химического воздействия, вызывают дальнейшее повышение прочности, обеспечивая высокую степень надежности и долговечность цементного камня.

Сутки	Прочность при сжатии, МПа					
	Цемент	5	15	20		
1	32,4	32,7	35,8	33,8		
3	62,2	87,9	86,6	84,1		
7	86,8	105,6	87,9	84,7		
14	99,7	114,5	112,4	99,6		
28	101,2	121,9	117,6	111,9		
210	112,10	150,65	145,40	128,65		

Таблица 3. Прочность образцов с применением пепла удельной поверхностью $S_{\rm yg} = 400 \text{ м}^2/\text{кг}$ длительного твердения

Таким образом, добавка тонкодисперсного пепла в малых количествах приводит также к существенному снижению пористости. Снижение капиллярной пористости приводит к формированию более прочной структуры искусственного конгломерата, включающей в себя множество мелких кристаллогидратов, играющих значительную роль в формировании каркаса цементного камня

- Гувалов А.А. Влияние органо-минеральных модификаторов на прочность бетона. VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: материалы конференции. – 20-22 октября 2010 г. Оренбург, Россия /Науч. Ред. С.Н.Летута, Г.В.Клевцов: ОГУ, 2010. Стр.281-285
- 2. Гувалов А.А., Мамедова Р.Д. Высокоэффективные бесцементные вяжущие на основе Джейранчельского пепла. Научные труды АзАСУ, №1, Баку 1998, Стр.130
- 3. Каприелов, С. С. Общие закономерности формирования структуры цементного камня и бетона с добавкой ультрадисперсных материалов/ С.С. Каприелов //Бетон и железобетон. 1995. №6. С. 16-20.
- 4. Коренъкова, С.Ф. Моделирование процессов самоорганизации в наполненных цементных композициях/ С.Ф. Коренъкова, И.В. Якушин// Технологии бетонов. - 2007. - №4. -С. 62-64.

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЧЕРЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННУЮ ПРОСЛОЙКУ ИЗ СПЛАВА ТіNi

Мухаметрахимов М. Х.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, <u>msia@mail.ru</u>

Аннотация

Проблема соединения в твердом состоянии разнородных материалов представляет значительный интерес как с научной, так и практической точки зрения. Исследовали твердофазную свариваемость титанового сплава ВТ6 через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава TiNi при температуре 750°С. Осуществляли сварку листовых заготовок в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16-ИЗ-УХЛЧ. Результаты исследования показали, что в диффузионной зоне TiNi и ВТ6 не обнаружена цепочка пор, что свидетельствует о качестве сварного шва. При выбранном режиме обработки образуется хрупкая фаза Ti4Ni2Ox, имеющая отличительный от свариваемых сплавов химический состав.

Введение

Соединение титана и его сплавов, либо к самому себе, либо к другим материалам, становится важнейшим технологическим направлением в аэрокосмической и химической промышленности. При этом низкое сопротивление износу титановых сплавов [1] может быть устранено соединением к более износостойким материалам. Диффузионная сварка при соединении разнородных материалов, в частности, проявляющих сверхпластичность, может быть эффективным технологическим процессом [2]. Поэтому использование промежуточного материала, предотвращающего образование особо хрупких интерметаллидных фаз в процессе диффузионной сварки, имеет определяющее значение для качества сварного соединения. В этой связи сплав TiNi может быть рассмотрен как полезный промежуточный материал, одновременно обеспечивающий удовлетворительную коррозионную стойкость. Двойная фазовая диаграмма Ni–Ti показывает, что вид формирующихся интерметаллидов изменяется от Ti₂Ni, до TiNi₃ с повышением содержания никеля [3,4]. Хи с коллегами показали, что интерметаллидные фазы Ni–Ti имеют повышенную пластичность в сравнении с интерметаллидами системы Fe–Ti [5].

Целью работы являлось исследование твердофазной свариваемости титанового сплава ВТ6 через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава TiNi при пониженной температуре - 750 °C и оценка химического состава в зоне сварного соединения TiNi и ВТ6 соединенных заготовок.

Материал и методики исследования

Исследовали твердофазную свариваемость титанового сплава BT6 через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава TiNi. Исходные листовые заготовки из титанового сплава BT6 были размерами 10х50 мм и толщиной 1,5 мм и в качестве прокладки использована никелевая фольга с такими же размерами, но толщиной 0,1 мм.

Соединение листовых заготовок, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы [6]. Штамповый блок устанавливали в вакуумную печь СНВЭ-1,3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1.

Полученную таким образом сборку стягивали силовыми элементами штампа, а затем устанавливали в вакуумную печь.

Сварку в твердом состоянии осуществляли при температуре 750°С в течение 60 мин. приложением газообразного аргона (давление 5 МПа) из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые образцы. Глубину вакуума в процессе эксперимента поддерживали не хуже 2,0×10⁻³ Па.

Обработку листовых заготовок после сварки проводили по стандартной технологии: шлифовка и полировка до алмазной суспензии с размером частиц 1 мкм. Микроструктуру выявляли травлением с помощью раствора 3 мл HNO₃, 2 мл плавиковой и 95 мл воды. Затем проводили исследования на растровом электронном микроскопе JSM 840 с установленной приставкой INCA Project.

Результаты и обсуждение

В результате соединения получается слоистый композит, в котором содержатся две зоны раздела металлов – между титановым сплавом и никелевым сплавом (зона BT6–TiNi), а также между никелевым сплавом и титановым сплавом (зона TiNi–BT6).

На рис.1. представлена микроструктура сварных соединений титанового сплава ВТ6 через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава TiNi.



Рис. 1. Микроструктура сварных соединений титанового сплава ВТ6 через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава TiNi при температуре 750°C.

Химический анализ зоны соединений TiNi–BT6 был проведен на микроскопе JEOL JSM 840 с приставкой INCA. Как показали экспериментальные исследования (рис. 2 a, δ), с приближением к зоне соединения со стороны титанового сплава в материале появляется небольшое содержания никеля, которое постепенно растет, и при достижении линии соединения количество титана и никеля уравнивается.

Как мы видим из экспериментальных данных, использование никелевого сплава TiNi в наноструктурном исходном состоянии приводит к твердофазному соединению материалов при более низкой температуре, однако при этом размер зерна никеля к окончанию эксперимента вырастает до крупнокристаллического.

На рис. 2 представлена оценка химического состава в зоне сварного соединения TiNi и BT6 соединенных заготовок.



Рис. 2. Оценка химического состава в зоне сварного соединения TiNi и BT6 соединенных заготовок: *a*) зона соединения TiNi-BT6 и *б*) изменение состава элементов между TiNi и BT6

Диффузионное проникновение элементов в зоне соединения материалов увеличивается на расстояние более чем в два раза. Такое явление вполне ожидаемо, так как диффузионная активность материалов повышается с повышением температуры по экспоненциальному закону.

Следует отметить, что необходимы дополнительные теоретические и экспериментальные исследования, которые позволят, во-первых, объяснить полученные результаты, во-вторых, выявить режимы сварки титанового сплава BT6 и наноструктурированого сплава TiNi, которые обеспечат оптимальные механические свойства сплавов.

Выводы

В результате экспериментальных исследований показано, что в зоне соединения TiNi–BT6 не обнаружена цепочка пор, что свидетельствует о качестве сварного шва, и обнаружена высокая диффузионная способность Al и Ni.

Установлено, что при выбранном режиме обработки образуется хрупкая фаза Ti4Ni2Ox шириной порядка 7 мкм, имеющая отличительный от свариваемых сплавов химический состав.

Список литературы

- 1. Budinsky R.G., Tribological properties of titanium alloys, Wear 151, 1991, pp. 203 217;
- Ferrante M., V. Pigoretti E. Diffusion bonding of TI-6AL-4V to AISI 316L stainless steel: mechanical resistance and interface microstructure, Journal of materials science, 37, 2002, pp. 2825 – 2833;
- 3. T.B. Massalaki Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd ed., Vol. 2, ASM International, Materials Park, Ohio, 1996, 2874;
- 4. Hinotani S., Ohmori Y., The microstructure of diffusion-bonded Ti/Ni interface, Trans. Japan Inst. Met., 29, № 2, 1988, pp. 116–124;
- 5. He P., Zhang J., Zhou R., Li X., Diffusion Bonding Technology of a Titanium Alloy to a Stainless Steel Web With an Ni Interlayer // Mat. Charact., 43, 1999, pp. 287–292.
- 6. Казачков И.В. Бердин В.К. Методика оценки качества диффузионного соединения тонколистовых металлических материалов. Заводская лаборатория, 1989, 55, №7, с. 82-84.

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М.Х.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, msia@mail.ru

Введение

Развитие машиностроения и авиационного, в частности, требует создания новых ресурсосберегающих, экологически безопасных технологических процессов, использующих прогрессивные материалы с высокими эксплуатационными свойствами.

Сварка давлением относится к перспективным технологиям машиностроения, и ее эффективность может быть существенно повышена при использовании явления сверхпластичности [1]. Ускоренное формирование соединения в твердом состоянии с достижением уровня свойств основного материала обеспечивается при условии максимальной реализации в процессе деформационной обработки основного механизма сверхпластичности – зернограничного проскальзывания [2]. Появление наноструктурных материалов [3] повышает актуальность использования сварки давлением в сверхпластичном состоянии как одной из наиболее приемлемых технологий их обработки для достижения высоких механических свойств изделий, полученных твердофазным соединением двух или одновременно нескольких заготовок.

Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 системы Ti-Al-V стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Объемные заготовки наноструктурированного сплава были получены методом интенсивной пластической деформации (ИПД) согласно известным режимам [3]. Средний размер зерен определяли методом секущих [4].

Соединение в состоянии сверхпластичности (СП) осуществляли сваркой давлением (осадкой установленных друг на друга цилиндрических образцов) в вакууме $2x10^{-3}$ Па на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)» в температурном интервале 600...900°С при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 5x10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

Механические свойства исследуемого сплава определяли растяжением при комнатной температуре не менее 3-х образцов. Поверхность соединения ориентировали перпендикулярно оси растяжения в центральной части образца. Для механических испытаний при нормальной температуре использовали универсальную машину фирмы «Инстрон» модели 1185.

Результаты и их обсуждение

Для исследуемого титанового сплава ВТ6 исходное наноструктурное состояние 1 соответствовало среднему размеру зерен 0,2 мкм (рис.1, a), наноструктурное состояние 2 – среднему размеру зерен 0,4 мкм (рис.1, δ), а состояние 3 (микрокристаллическое) – среднему размеру зерен 2 мкм.



Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ6 в исходной заготовке: состояние a) – d = 0,2 мкм; состояние δ) – d = 0,4 мкм.

Механические свойства на растяжение при комнатной температуре исследуемого сплава ВТ6 приведены в таблице 1. Механические испытания показывают, что наноструктурирование обеспечивает сплаву ВТ6 уникальное сочетание повышенных прочности и пластичности без необходимости дополнительной термической обработки.

Габлица 1. Механические	свойства при	20°С исследованного	сплава ВТ6
-------------------------	--------------	---------------------	------------

	Механические свойства				
Состояние сплава	σ _в , МПа	σ ₀₂ , МПа	δ, %		
Состояние 1	1320	1250	7,5		
Состояние 2	1244	1140	8,6		
Состояние 3	1120	1010	10,0		

Рассмотрим данные испытаний механических свойств образцов из сплава ВТ6, полученных соединением осадкой в состоянии СП при разных температурах. Эти результаты представлены в таблице 2. Сопоставительный анализ данных, приведенных в таблицах 1 и 2 позволяет выявить снижение прочностных свойств в образцах сплава ВТ6 при формировании зоны твердофазного соединения.

Исходное состояние	Температура	Механические свойства				
сплава	соединения, °С	σ _в , МПа	σ ₀₂ , МПа	δ, %		
Состояние 1	600	1149/1174*	1082/1096*	7,3		
Состояние 1	650	1124/1122*	1061	7,3		
Состояние 2	700	1090/1097*	1076	16		
Состояние 2	750	1028/1024*	1019	18,3		
Состояние 2	800	1006/1016*	999	21		
Состояние 3	900	974/982*	948/959*	16,5		

Таблица 2. Механические свойства на растяжение при 20°С соединенных при различных температурах образцов титанового сплава ВТ6

* В знаменателе свойства образцов-свидетелей сплава ВТ6 без твердофазного соединения, подвергнутых деформационно-термическому воздействию, соответствующему условиям сварки давлением проводимого в состоянии сверхпластичности

Формирование твердофазного соединения влияет на механические свойства сварных образцов сплава ВТ6. Прежде всего, это влияние отражается на характеристиках прочности, которые имеют тенденцию к снижению. Для понимания этих изменений необходимо, прежде всего, определиться, какие факторы являются ответственными за них. Известно [5], что качество сварного соединения, полученного в твердом состоянии, во многом зависит от наличия или отсутствия микропор в зоне соединения. В этой связи используемая нами методика соединения образцов сплава ВТ6 в состоянии сверхпластичности, как показали результаты металлографических исследований с использованием сканирующего электронного микроскопа, позволяет получать соединения, в которых микропоры практически не выявляются. Другим существенным фактором, понижающим характеристики прочности металла, является интенсивный рост зерен [6]. При этом также общеизвестно явление ускоренного роста зерен в титановых сплавах, подвергнутых сверхпластической деформации [1], в сравнении с простым отжигом при соответствующей температуре проявления сверхпластичности.

Исходя из представленных экспериментальных результатов можно предположить, что основной причиной снижения прочности образцов (табл. 2), соединенных в состоянии как традиционной [1], так и низкотемпературной сверхпластичности [7], может служить рост зерен в обрабатываемом сплаве. Явление роста зерен актуально при разработке деформационно-термических процессов обработки наноструктурированных титановых сплавов [8], обладающих уникальным сочетанием физикомеханических и технологических свойств [3]. Основная проблема, возникающая при обработке этих перспективных материалов, в частности при сварке давлением в состоянии сверхпластичности, связана с нестабильностью исходного структурного состояния. Это обстоятельство накладывает существенные ограничения на температурно-временные параметры процесса обработки, которые должны минимизировать рост зерен и деградацию нанокристаллического состояния.

- 1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984, 264с.
- Лутфуллин Р.Я. Сверхпластическая деформация основа для разработки структурно структурно-контролируемых технологических процессов соединения материалов в твердом состоянии. Труды Международной научной конференции «Современное состояние теории и практики сверхпластичности материалов», Уфа, 2000, с. 67-74.
- 3. Кайбышев О.А., Салищев Г.А., Галеев Р.М. и др. Способ обработки титановых сплавов. Патент Российской Федерации №2134308.
- 4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976, 271 с.
- 5. Гельман А.С. Основы сварки давлением. М.: Машиностроение, 1970, 312 с.

- 6. Физическое металловедение. Вып.3 / Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1968, 484 с.
- 7. Валиев Р.З., Кайбышев О.А., Кузнецов Р.И. и др. Низкотемпературная сверхпластичность металлических материалов. Доклады АН СССР, 1988, т.301, №4, с. 864-866.
- 8. Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. Влияние исходной структуры на механические свойства соединенных в сверхпластическом состоянии образцов титанового сплава ВТ6. Металловедение и термическая обработка металлов, 2006, №2, с. 11-13.

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ОДНОРОДНЫХ И РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М. Х.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, <u>msia@mail.ru</u>

Введение

Проблема соединения в твердом состоянии (сварки давлением) однородных и разнородных материалов представляет значительный интерес как с научной, так и практической точки зрения. Особое значение этот факт имеет для нанокристаллических металлов и сплавов, уникальные свойства которых определяются именно структурой. Поэтому важным представляется изучение свариваемости таких материалов, поскольку это поможет выяснить, существует ли в принципе возможность их сварить и, если да, то какой из многочисленных способов сварки будет для этого оптимален. Уже многие отрасли отечественной и зарубежной промышленности нуждаются в создании сварных конструкций из нанокристаллических материалов. Это, в первую очередь, авиационная промышленность, важнейшим направлением развития которой является сейчас разработка авиадвигателей пятого поколения, для чего необходимы очень прочные и лёгкие материалы, способные длительное время выдерживать требуемую нагрузку. Кроме того, сварные конструкции из наноматериалов могли бы с успехом применяться в транспортном машиностроении (например, каркасы автомобилей, мотоциклов, снегоходов, рамы горных и спортивных велосипедов), а также в медицине (прочные и лёгкие протезы сложной конфигурации, изготовление которых иными способами является весьма трудоёмким).

Цель настоящей работы – изучение особенности формирования твердофазного соединения (ТФС) однородных и разнородных материалов в состоянии классической сверхпластичности (СП) при температуре 900°С и низкотемпературной СП в интервале температур 650 – 750°С.

Материал и методика исследования

В качестве объектов исследования были выбраны материалы, относящиеся к различным классам и проявляющие в определенных температурно-скоростных условиях сверхпластическое течение. Исследовали свариваемость титановых сплавов ВТ6, ВТ14, ВТ8, никелевого сплава Inconel 718 и интерметаллида TiAl.

Исследуемые материалы имели в исходном состоянии нанокристаллическую (НК), микрокристаллическую (МК) и крупнозернистую (КЗ) структуру.

Соединение листовых однородных и разнородных заготовок с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы. Штамповый блок устанавливали в вакуумную печь СНВЭ-1,3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1. Полученную таким образом сборку стягивали силовыми элементами штампа, а затем устанавливали в вакуумную

печь. Сварку в твердом состоянии осуществляли приложением газообразного аргона из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые заготовки [1].

Для изучения влияния СП деформации на формирование ТФС промышленный титановый сплав ВТ6 соединяли при традиционной температуре проявления СП (900°С), сварка давлением с использованием наноструктурированных материалов проводилась при более низких температурах (650 ... 750 °С).

Качество ТФС оценивали металлографически с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-840 по относительной объемной доле (протяженности) пор в поперечном сечении зоны соединения.

Результаты и обсуждение

Сварку в твердом состоянии титанового сплава ВТ6 с различными структурными состояниями осуществляли при традиционной температуре проявления СП (900°С).

Микроструктура зоны твердофазного соединения сплава ВТ6 с К3, МК и НК структурами представлена на рис. 1.



Рис.1. Зона ТФС титанового сплава ВТ6 после сварки давлением при температуре 900°С: *a*) КЗ с МК структурой *б*) НК с МК структурой

Микроструктура зоны твердофазного соединения сплава ВТ14 с ВТ6 с НК структурой и сплава Inconel 718 с НК структурой представлена на рис. 2.



Рис. 2. Зона ТФС после сварки давлением при температуре 750°С: *a*) сплава ВТ14 с ВТ6 с НК структурой; *б*) сплава Inconel 718 с НК структурой

Использование эффекта низкотемпературной СП позволяет уже при 750°С получить сваркой давлением качественное твердофазное соединение заготовок наноструктурированного никелевого сплава Инконель 718 [2]

На рис. 3 показана микроструктура зоны ТФС после сварки в твердом состоянии при $T = 650^{\circ}$ С микрокристаллического титанового сплава ВТ6 с нанокристаллическими сплавами ВТ8 и TiAl.



Рис. 3. Зона твердофазного соединения после сварки давлением при 650°С: *a*) сплава ВТ6 с ВТ8 с НК структурой и *б*) сплава ВТ6 с TiAl с НК структурой

Металлографические исследования всех видов соединений разнородных и однородных материалов показали отсутствие в зоне соединения дефектов типа несплошностей и зон расплава.

Химический анализ зоны соединений TiAl–BT6 показал, что при выбранном режиме сварки образуется хрупкая фаза, имеющая отличительный от свариваемых сплавов химический состав. Как показали исследования, с приближением к зоне соединения со стороны титанового сплава в материале появляется небольшое содержания никеля, которое постепенно растет, и при достижении линии соединения количество титана и никеля уравнивается.

Полученные экспериментальные результаты по температурной зависимости свариваемости в твердом состоянии исследуемых сплавов ВТ6, ВТ14, ВТ8, никелевого сплава Inconel 718 и интерметаллида TiAl коррелируют с температурой проявления в них сверхпластичности в различных структурных состояниях и, тем самым, свидетельствуют о связи эффекта сверхпластичности с повышенной свариваемостью исследуемого материала.

Таким образом, выявленная связь эффекта низкотемпературной сверхпластичности со свариваемостью титановых сплавов в твердом состоянии представляется практически важным для создания новых ресурсосберегающих технологий сварки давлением.

Вывод

На примере титановых сплавов ВТ6, ВТ14, ВТ8, никелевого сплава Inconel 718 и интерметаллида TiAl показано, что использование нанокристаллической структуры приводит к улучшению свариваемости сплавов давлением и повышениею качества сварного соединения.

- 1. Казачков И.В. Бердин В.К. Методика оценки качества диффузионного соединения тонколистовых металлических материалов. Заводская лаборатория, 1989, 55, №7, с. 82-84.
- 2. Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В., Мухтаров Ш.Х., Мухаметрахимов М.Х. Низкотемпературная сверхпластичность никелевого сплава Inconel 718 с субмикрокристаллической структурой // Материаловедение. 2009. №4. С. 21 - 27.

КОМПЛЕКСНЫЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МИКРОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Ким В.А., ^{*}Бутин А.В., Башков О.В., Шпилева А.А., Белова И.В.

ГОУВПО «Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет», г. Комсомольск-на-Амуре, Россия,

<u>kmtnm@knastu.ru</u>

*000 «РН-Комсомольский НПЗ», г. Комсомольск-на-Амуре, Россия

Металлографический шлиф является срезом объемной микроструктуры в некоторой плоскости сечения, поэтому одна и та же структура проявляется в разных сечениях по-разному, сохраняя единую закономерность организации схожих микрогеометрических объектов. Изображение микроструктуры материала с формальной точки зрения представляет совокупность одно и двумерных геометрических множеств с разной степенью упорядоченностью. Из упорядоченных геометрических множеств можно выделить такие, которые наиболее полно отражают структурное состояние материала и несут информацию о предыстории ее развития. Комплекс таких геометрических объектов выполняет функцию структурного интерфейса. Наиболее информативной составляющей интерфейса структурного состояния поликристаллического материала являются границы зерен и раздела фаз.

Развитие структуры материала подчиняется законам термодинамики и определяется стремлением структурной организации к такому состоянию, при котором свободная энергия системы стремится к минимуму. Для поликристаллических материалов это условие представляется в виде [1, 2]

$$\delta F = \sum_{i=N} \left(S\gamma - V\mu \right)_i \to \min$$
 (1)

где δF – приращение свободной энергии; S, V – площадь поверхности и объем каждого зерна; γ, μ – удельная поверхностная и внутренняя (химический потенциал) энергии; N – общее количество зерен в заданном объеме материала.

Из условия (1) следует, что отношение площади граничной поверхности к объему каждого зерна определяется соотношением между химическим потенциалом и удельной поверхностной энергией, т.е.

$$q = \frac{S}{V} \propto \frac{P}{F} \propto \frac{\mu}{\gamma}$$
(2)

Применительно к плоскостному изображению микроструктуры отношение площади поверхности к объему зерна адекватно отношению периметра границы Р к площади сечения зерна *F*. Назовем эту характеристику плотностью границ зерен q. Характер распределения плотности границ зерен отражает структурноэнергетическое состояние материала, и, следовательно, его физико-механические свойства. Меньшая величина плотности границ зерен указывает на большую устойчивость структуры, преобладание крупных и равноосных зерен.

Степень развитости границ зерен можно оценить фрактальной размерностью характеризующей степень различия кривой линии от прямой.

Современнее компьютерные средства обработки изображений позволяют по оцифрованным фотографиям микроструктур выявлять в пределах одного снимка от 200 до 4500 объектов и определять необходимые количественные характеристики каждого зерна для вычисления плотности границ и фрактальной размерности. В наших исследования использовалась программа Image.Pro.Plus.5.1. Для комплексной оценки состояния границ раздела фаз и зерен предложен параметр организации структуры, вычисляемый по формуле

$$Q_C = q \cdot \frac{D_\Gamma}{2} \tag{3}$$

где D_{Γ} – фрактальная размерность границ.

Для оценки пространственного самоподобия структуры можно использовать фрактальную размерность соотношения периметра и площади всех зерен, расположенных в пределах поля видимости окуляра микроскопа [3, 4]. Учитывая, что эта характеристика отражает организацию структуры в целом, ее иногда называют глобальной фрактальной размерностью. Расчет глобальной фрактальной размерности производят по скейлингу, построенному в логарифмических координатах площади и периметра.

На рис. 1 приведено влияние температуры отпуска закаленной стали 45 на параметр организации структуры Q_C и глобальную фрактальную размерность D. Характер изменения указанных параметров подтверждает наличие тесной связи между ними. Повышение Q_C и D в диапазоне температур от нуля до 400° C является результатом превращения остаточного аустенита в мартенсит и мартенсита и тростит, а снижение этих при температурах выше 400° C связано с разложением сорбита и образованием зернистой феррито-перлитной структуры.



Рис. 1. Влияние температуры отпуска на параметр организации структуры (1) и глобальную фрактальную размерность (2)

- 1. Кристиани Дж. Теория превращения в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетика /Пер. с англ. Под ред. А.Л. Ройтбурда. М.: Мир, 1978. 806 с.
- 2. Балахонов Р.Р., Болеста А.В., Бондарь М.П. и др. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах /Отв. ред. Панин В.Е. Новосибирск: Издво СО РАН, 2006. -520 с.
- 3. Федер Е. Фракталы. Пер. с англ. М.: Мир, 1991. 254 с.
- 4. Никитенков Н.Н., Никитенкова Н.А. Синергетика для инженеров: учебное пособие. Томск: Изд-во ТПУ, 2009. 168 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИНДУЦИРОВАННОЕ ВОДОРОДОМ ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ПАЛЛАДИЕВОЙ ПЛАСТИНЫ

Любименко Е.Н., Гольцова М.В.

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина, Lyubimenko@inbox.ru

Классическим модельным объектом для исследований проблем взаимодействия водорода и его изотопов с металлами служит система Pd-H. Уникальность водородного воздействия обусловлена тем, что водород имеет исключительно высокие коэффициенты диффузии, а внедренный атом водорода расширяет кристаллическую решетку металла и вызывает появление в металле внутренних напряжений. В свою очередь, внутренние напряжения, индуцированные водородом в металле, становятся первопричиной целого ряда водородоупругих и водородопластических микро- и макроэффектов. К макроэффектам относится формоизменение (коробление) металла [1]. Таким образом, расширение знания о водородных напряжениях и закономерностях их экспериментальных проявлений является важной задачей физического материаловедения.

В работе поставлена задача: установить закономерности формоизменений палладиевой пластины в широком интервале исследуемых температур при постоянном давлении водорода, и в зависимости от величины давления водорода.

Для решения поставленной научной задачи использовали новую водородовакуумную установку (BBУ-4), которая позволяет выполнять исследования до 360° С и в интервале рабочих давлений от $0,01 \div 2,5$ МПа, ее подробное описание приведено в работе [2]. В качестве образца использовали пластинку из Pd ($68 \times 5,5 \times 0,27$ мм), предварительно с одной стороны электролитически покрытую медью.

Эксперименты проводили по схеме: образец медленно (3 К/мин) нагревали до температуры эксперимента и выдерживали 20 мин. После этого в рабочую камеру подавали диффузионно очищенный H₂ до заданного давления. От начала подачи H₂ (t=0 c) вели регистрацию и видеозапись изменения стрелы прогиба.

Индуцированное водородом формоизменение Pd пластины было изучено в интервале температур 110-350 °C в условиях, когда $PH_2 = 0,03$; 0,09 МПа = const. Результаты экспериментов обобщены на рис.1 *а*, *б*.



Рис.1. Зависимости формоизменения палладиевой пластины при $P_{H_2} = 0,03$ МПа: *a*) от времени при температуре 110 °C; *б*) максимального (y_{max}) (1) и стационарного (y_{cr}) от температуры; (2) y_{max} при $P_{H_2} = 0,09$ МПа.

Как хорошо видно из рис. 1*a*, формоизменение пластины осуществляется в два временных этапа. На первом этапе пластина быстро изгибается, причём, при всех исследованных температурах пластинка начинает изгибаться сразу от момента начала подачи водорода в рабочую камеру. При этом в момент достижения заданного давления P_{H_2} =0,03 МПа (отмечен стрелкой на рис.1) изгиб пластины во всех случаях

уже достигает экспериментально заметной величины. Например, при T = 110 °C эта величина составляет 0,17 мм. При последующей выдержке при 110 °C стрела прогиба продолжает возрастать и достигает своего максимального значения $y_{\text{маx}} = 1,94$ мм за 55 с от момента начала подачи водорода (отмечено буквой *d* на рис.1). Затем пластина начинает распрямляться.

С повышением температуры закономерности временной зависимости формоизменения пластины остаются качественно подобными описанным выше для 110 °С (рис. 16 позиция 1), однако, количественные характеристики формоизменения оказываются сильно зависимыми от температуры. Y_{max} пластины постепенно увеличивается при 240 °С равен = ,33 мм, что на 17 % больше y_{max} при 110°С, а при 350°С максимальный изгиб (y_{max} =1,75 мм) достигается за 5 с и сильно уменьшился по сравнению с y_{max} при 110 °С и 240 °С (меньше на 10% и 25%).

После достижения максимального значения изгиба пластинка начинает распрямляться – наступает второй этап формоизменения, который длится значительно дольше первого. При температуре 110 °C, например, второй этап дольше первого этапа в 35 раз (рис.1*a*). При 240 °C в 10 раз и при 350 °C в 20 раз.

Из рис.1*а* видно, что при температуре 110 °С через 2700 с от начала эксперимента пластина достигает стационарного состояния $y_{ct} = 0,61$ мм, которое при дальнейшей длительной выдержке 1000 с не изменяется.

С повышением температуры эксперимента остаточный изгиб пластины проявляет интересную тенденцию. При 260 °С (рис.1*б*, y_{ct}). $y_{ct} = 0,10$ мм оказывается практически втрое меньше, чем при 110 °С ($y_{ct} = 0,61$ мм). При 320 °С и выше изгиб пластинки оказывается практически полностью обратимым.

Далее была поставлена задача выполнить такую же серию экспериментов, но при более высоком давлении водорода, равном 0,09 МПа. Как видно из экспериментальных результатов (рис 1*б*, позиция 2) вышеописанное влияние температуры на формоизменение пластины оказалось качественно одинаковым: величина $y_{\text{мах}}$ изменяется по экстремальному закону: при $P_{\text{H}2} = 0.03$ МПа наибольшее $y_{\text{маx}} = 2.4$ мм достигается при ~200 °C, а при $P_{\text{H}2} = 0.09$ МПа наибольшее $y_{\text{маx}} = 3.49$ мм достигается при температуре, равной ~240 °C.

Специфика индуцированного водородом формоизменения металла определяется следующей фундаментальной особенностью систем металл-водород: при насыщении водородом в металле формируется временный автолокализованный градиентный материал «металл-водород» и возникают водородные концентрационные напряжения. Установленная и описанная выше экспериментальная закономерность зависимости от температуры максимального изгиба пластины даёт дополнительные возможности для феноменологического анализа особенностей индуцированного водородом формоизменения металла. Как показано в работе [3] два фактора в основном определяют величину максимального изгиба пластины: а) концентрация водорода (n) во временном автолокализованном слое градиентного сплава α –PdH_n, определяющая максимальный изгиб пластины и его зависимость от температуры; б) коэффициент диффузии водорода в Pd. Он определяет формирование временного самолокализованного слоя градиентного сплава α -PdH_n.

- Goltsov V. A. Progress in Hydrogen Treatment of Materials / [V.A. Goltsov, editor]. Donetsk-Coral Gables: Kassiopeya Ltd. – 2001. – 543 p.
- 2. Любименко Е.Н. Экспериментальное изучение водородоупругой деформации палладиевой пластинки//Сб. трудов VIIII Международной научно-технической Уральской школы семинар металловедов –молодых ученых. – Екатеринбург. – 2008. – С.92-94.
- М.В. Гольцова, Е.Н. Любименко Особенности формирования градиентного когерентного сплава палладий-водород и формоизменение палладиевой пластины в процессе одностороннего насыщения водородом. // ФММ, 2011, в печати.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ТВЕРДЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ТРЕНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТОЭМИССИИ

Колубаев Е.А.¹, Гончаренко И.М.², Лобач М.И.², Колубаева Ю.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, <u>eak@ispms.ru</u> ²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Экспериментальные методы, используемые при исследовании трения постоянно развиваются, но, несмотря на это, многие проблемы, касающиеся износостойкости материалов, до сих пор остаются актуальными. Это, главным образом, связано со сложностью и многогранностью процесса трения. Деградация поверхностного слоя при трении, обусловлена многими факторами, основными из которых являются пластическое течение материала в поверхностном слое, микроразрушение в области интенсивной пластической деформации и отделение частиц износа, вызванное адгезионным взаимодействием. Обычно эти процессы взаимосвязаны, но, тем не менее, получение информации о доминировании того или иного фактора позволяет получить представление о характере изнашивания, а значит, и найти способ управления этим процессом. Что является крайне важным для дальнейших разработок износостойких покрытий, материалов и прогнозирования реального ресурса работы трибосопряжения.

В данной работе изучались особенности процессов трения и разрушения материалов с твердыми покрытиями на основе системы Ti–Al–N при относительно небольших нагрузках и скоростях скольжения с использованием модуля регистрации акустической эмиссии (АЭ) ЭЯ-2 производства Тольяттинского госуниверситета, который позволяет сохранять и анализировать сигналы АЭ. Небольшие нагрузки и скорости были выбраны для исключения фрикционного нагрева и его влияния на разрушение покрытия, поскольку испытания проводились в режиме сухого трения.

Особенностью получения нитридных покрытий в данном случае является применение композиционного катода системы Ti–Al. Для изготовления таких катодов экономически и технологически оправданной альтернативой традиционной металлургии послужила технология порошковой металлургии, включающая приготовление порошковых смесей нужного состава, холодное формование и вакуумное спекание.

На рис. 1 изображена зависимость энергии АЭ от времени для образца с покрытием, полученным при отсутствии напряжения смещения. Данные зависимости хорошо коррелируют с поведением коэффициента трения и со скоростью счета АЭ. Начальный процесс трения характеризуется стадией приработки, видно, что прирост сигналов АЭ минимальный, наблюдаются некоторые колебания параметров сигналов АЭ. Следующая стадия это стадия стационарного трения. Она характеризуется стабильными параметрами сигналов, стабильным коэффициентом трения с незначительным возрастанием за счет увеличения площади контакта при трении. Далее следует стадия лавинообразного разрушения покрытия. Здесь стоит отметить, что разрушение такого покрытия носит явно усталостный характер и происходит его отслоение от подложки в связи с невысокой адгезией покрытия к этой подложке. По всей видимости, на дорожке трения появляется очаг отслоения, который при дальнейших испытаниях увеличивает свои размеры вплоть до отслаивания покрытия со всей дорожки трения. Этап начинающегося отслоения характеризуется резким переходом на зависимости скорости счета от времени с нарастанием скорости счета. Так же появляется большое количество высокочастотных сигналов с высокой энергией, количество которых увеличивается с увеличением площади отслоения.

В этой связи интересно проанализировать зависимость энергии акустического сигнала от медианной частоты. Как следует из рис. 2, точки на экспериментальной кривой разделились на две группы. Это свидетельствует о том, что в зоне трения преобладают два процесса, протекающие в разных частотных интервалах. Одному из этих процессов соответствует больший частотный интервал акустических сигналов и большая плотность точек во всем интервале частот. Второй процесс характеризуется узким частотным интервалом в «высокочастотной» области и с высокой энергией. Существование двух областей на данной зависимости объясняется тем, что основу спектра всех сигналов акустической эмиссии определяет суперпозиция колебаний от одновременно протекающих в контакте процессов, таких как пластическое деформирование, микрорезание, образование и разрывы адгезионных мостиков сварки и отделение частиц износа. Отличия спектров в различных группах определяются, таким образом, процессом, доминирующим в определенный момент времени. Можно также предположить, что разделение акустических сигналов на два кластера обусловлено различным излучением ультразвука контртелом и образцом в результате деградации поверхностного слоя. В данном случае сигналы АЭ во второй области связаны с постепенным отслоением покрытия и адгезионным взаимодействием индентора с подложкой.



Рис. 1. Изменение энергии АЭ в процессе разрушения покрытия при трении



Рис. 2. Зависимость энергии АЭ от медианной частоты

Таким образом, в работе проанализированы некоторые особенности контактной стойкости при сухом трении многокомпонентных покрытий системы Ti–Al–N. Показано, что механизмы, вызывающие генерацию акустических сигналов непосредственно связаны с процессами разрушения поверхностного слоя. С помощью анализа акустических сигналов при трении можно выработать критерии, характеризующие работу узла трения, и прогнозировать его дальнейшее поведение

Работа выполнена по Проекту III.20.2.4. «Изучение механизмов трения и эволюции структуры поверхностных слоев металлов, сплавов и композиционных материалов в различных условиях фрикционного контакта на основе многоуровневого подхода» Программы III.20.2. «Научные основы создания материалов и покрытий с неравновесными структурно-фазовыми состояниями на основе многоуровневого подхода», при поддержке РФФИ (грант 10-08-00629).

ВРЕМЯ ДО ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦАХ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ, НАНЕСЕННЫМ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

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

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u>

Известно, что при усталостных испытаниях общая долговечность образцов N включает в себя: количество циклов нагружения до зарождения трещины N_3 и количество циклов нагружения, затраченное на распространение трещины N_p

Предложены способ и технология нанесения ионно-плазменного покрытия из нитрида титана (TiN) при температуре фазовых превращений в материале подложки с целью повышения количества циклов до зарождения усталостной трещины в образцах с покрытием и, как следствие, повышение усталостной прочности изделий. В качестве подложки использовали эвтектоидную сталь У8 (температура эвтектоидного превращения в стали равна 727 0 C).

Результаты исследования влияния температуры нанесения ионно-плазменного покрытия TiN на образцах из стали У8 на время до зарождения усталостной трещины представлены в таблице. Принимая во внимание неидентичность образцов в данном эксперименте, оценивали не количество циклов до зарождения трещины, а отношение количества циклов до зарождения трещины к количеству циклов до полного разрушения образцов в процентах. Определение количества циклов нагружения до зарождения усталостной трещины проводили с использованием акустической эмиссии.

Таблица. Зависимость относительного значения ($N_{\text{отн}} = N_3/N$, %) и среднего его значения ($\overline{N}_{\text{отн}}$,%) при усталостном разрушении образцов из стали У8 от температуры нанесения ионно-плазменного покрытия

$T_{\text{исп.}}, {}^{0}\text{C}$	$N_{ m oth}$, %	\overline{N} _{oth} , %
	1,87	
727	1.15	1,30
	0,87	
	0,40	
717	0,55	0,52
	0,60	
	0,40	
737	0,17	0,26
	0,20	

Из приведенной таблицы видно, что наибольшее время до зарождения усталостной трещины имеет место при температуре нанесения ионно-плазменного покрытия TiN на стальной образец, равной 727 ⁰C (сталь находится в состоянии перестройки ОЦК \leftrightarrow ГЦК решетки). При напылении покрытия при температуре 717 ⁰C (727– 10 ⁰C) (сталь имеет ОЦК решетку) первые микроразрывы материала были зарегистрированы при 0,52 % от общей долговечности образцов, а в случае напыления при температуре 737 ⁰C (727+10 ⁰C) (сталь имеет ГЦК решетку) – при 0,26 % от общей долговечности образцов.
Металлографические исследования переходной области металла между покрытием и основным материалом, проведенные с использованием косого шлифа, показали (рис.), что наибольшая толщина переходной области наблюдается при нанесении ионно-плазменного покрытия при температуре 727 0 C (1,8 мкм). При температурах нанесения покрытия 717 0 C и 737 0 C толщина переходной области составляла 0,8 мкм. Причем микротвердость металла в переходной области не зависит от температуры нанесения покрытия и составляет 278 HV. Микротвердость основного металла (подложки) составляет 177 HV. Увеличение толщины переходной зоны в случае нанесения покрытия при температуре фазового перехода связано, по-видимому, с более интенсивной диффузией ионов плазменного потока в материал подложки.



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

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

Таким образом, можно предположить, что повышение N_{отн} при температуре нанесения покрытия 727 °C вызвано совместным влиянием нескольких факторов:

- сокращением количества поверхностных дефектов, на которых могут зародиться усталостные трещины, обусловленным эффектом «залечивания» дефектов;
- нестабильностью кристаллической решетки, обусловливающее более полное физико-химическое взаимодействие ионов плазменного потока с атомами подложки, и большее количество активных центров для последующей конденсации покрытия;
 большей толщиной переходной зоны между покрытием и подложкой.

По-видимому, влияние данных факторов обеспечивает повышение адгезионной прочности покрытия, и, как следствие, повышение времени до зарождения усталостной трещины в образцах с покрытием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383).

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И КРУПНОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Кашапов М.Р., Иштеряков В.И., Безроднов А.А., Клевцов Г.В., Клевцова Н.А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия sham 87@bk.ru

Введение. Получение и исследование металлических материалов с субмикрокристаллической или наноструктурой – одно из перспективных направлений на сегодняшний день, так как они обладают высокими механическими и физическими характеристиками. Механизмы деформации и разрушения таких материалов до сих пор до конца не изучены, поэтому в последние годы широкое распространение получили работы, связанные с численным моделированием процессов, происходящих в материалах данного класса под воздействием внешних нагрузок. Этому способствует развитие вычислительной техники, программного обеспечения и методов моделирования, которые позволяют решать широкий круг задач механики деформируемого твердого тела.

В зависимости от масштаба рассматриваемой задачи изучения деформационного поведения металлических материалов методы моделирования структуры металлических материалов делятся на три основные группы:

1. Макроуровень – материал считается континуумом и описывается методами механики сплошных сред без учета сложной внутренней структуры;

2. Мезоуровень – материал представляется набором дискретных элементов, соизмеримых с зернами, объединенных в макромодель (реализуется в рамках физи-ческой мезомеханики);

3. Микроуровень – описываемый материал представляется набором дискретных элементов или частиц (реализуется в рамках метода классической молекулярной динамики и не позволяет напрямую перейти к моделированию макрообъектов).

Нередко, при моделировании структуры металлических материалов зерна поликристаллического агрегата принимаются в форме правильных одинаковых шестиугольников. В первом приближение, такой подход позволяет решать задачи механики деформирования и разрушения металлического материала. К достоинствам данного подхода можно отнести – легкость программирования, а к недостаткам – то, что получаемая, таким образом, упрощенная структура далека от реальной, в особенности, если производят моделирование материалов с субмкирокристаллической и наноструктурой, в которых возникает текстура и роль границ зерен возрастает.

В данной работе предложен алгоритм генерации произвольной двумерной структуры металлических материалов с распределением зерен по размерам близким к реальным материалам, состоящей из равноосных или неравноосных зерен.

Алгоритм генерации двумерной структуры металлического материала с равноосными зернами.

Этап генерации структуры металлических материалов с равноосными зернами и различным диаметром состоит из нескольких процедур:

 Процедура предварительного заполнения моделируемой области крупными окружностями согласно необходимому распределению зерен по размерам, таким образом, чтобы вновь создаваемая окружность не попала в уже существующую окружность. Процедура может быть повторена несколько раз для предварительного заполнения области зернами меньшего размера

2. Процедура сканирования заполняемой области и генерации окружностей в

оставшихся пустотах. В случае невыполнения данной процедуры в структуре материала могут остаться пустоты, в некоторых случаях можно использовать для моделирования пор в материале.

3. Процедура вычисления границ зерен, на основе окружностей заполнивших область. В качестве будущей границы зерна берется отрезок, соединяющий точки пересечения двух соседних окружностей.

Таким образом, удается получить произвольную двумерную разнозернистую структуру с распределением зерен по размерам близким к реальным материалам. Пример двухмерной модели структуры с равноосными зернами, показан на рис. 1 *а*.

Алгоритм генерации двумерной структуры металлического материала с неравноосными зернами.

Генерация структуры материала с неравноосными зернами выполняется аналогично. Первоначально заполняется прямоугольная область равноосными зернами, которая, затем, сжимается до размеров квадрата. Пример двухмерной модели структуры с неравноосными зернами, показан на рис. 1 *б*.



Рис. 1. Пример сгенерированной структуры с равноосными (*a*) и неравноосными (*б*) зернами

Разбиение зерен на конечные элементы осуществлялось в четыре этапа:

- 1. Дробление границ на отрезки меньшие *dx*, где *dx* размер дискретизации;
- 2. Добавление в тело зерна новых узлов;
- 3. Удаление узлов лежащих ближе 0,35 dx к границе зерна;

4. Замена двух узлов в теле зерна, лежащих друг от друга на расстоянии меньше 0,5 *dx*, на один лежащий в середине отрезка соединяющий эти узлы.

Заключение. В данной работе предложен алгоритм моделирования двумерной разнозеренной структуры металлических материалов с равноосными и неравноосными зернами и их распределением по размерам близкой к реальным материалам, реализованный в программе Mathematica 8. Предложенный алгоритм может быть полезен при моделировании процессов деформации и разрушения твердых тел.

Работа выполнена в рамках ФЦП (ГК 16.513.11.3018) и гранта РФФИ (проект № 11-08-00208).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МНОГОЖИЛЬНОГО СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА NbTi

Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.

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

В настоящее время высокопольные магнитные системы создаются на основе низкотемпературных сверхпроводников. Основным материалом для создания обмоток магнитных систем являются композиционные проводники (стренды) на основе сверхпроводящего сплава Nb–Ti. Стренды состоят из тысяч сверхпроводящих волокон диаметром 2–5 мкм, расположенных в медной матрице. [1] Исследование режимов деформации и термической обработки ниобия с особыми свойствами для сверхпроводников в настоящее время является актуальной задачей в связи с выпуском NbTi и Nb₃Sn сверхпроводников для Интернационального Термоядерного Экспериментального Реактора (ИТЭР). Следует отметить, что опытно-промышленное производство сверхпроводников на основе Nb₃Sn и сплава Nb–Ti для ИТЭР освоено в лабораторных условиях в ФГУП ВНИИНМ [3]. Создание промышленного производства ведется в настоящее время на базе ОАО «Чепецкий механический завод» (г. Глазов, Удмуртия). Достижение в сверхпроводниках повышенного комплекса свойств реализовано путем эффективного использования наноструктурного состояния компонентов композиционных проводников [2].

В настоящей работе было изучено влияние холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb + 47%Ti с использованием методов оптической, атомно – силовой и растровой электронной микроскопии (OM, ACM, PЭM). Диаметр проволоки составил 2,85 мм. Исследования структуры выполнены в поперечном сечении на оптическом микроскопе «Neophot 21» (рис. 1). Средний диаметр NbTi волокон и ширина кольца из них составили соответственно $\approx 24,5 \pm 3,1$ и 550 \pm 50,7 мкм.



Рис. 1. Поперечное сечение сверхпроводника на основе NbTi волокон: а – не травленный шлиф; б – травленный шлиф

Исследования структуры методом атомно-силовой микроскопии выполнены на атомно-силовом микроскопе Solver P47H-Pro контактным и полуконтактным методом (рис. 2). Рабочая зона кантилевера этого микроскопа имеет размеры ~ 10 нм и характерное расстояние между зондом и поверхностью образцов в атомно-силовом микроскопе по порядку величин составляет 0,1–10 нм. Таким образом, применение этих методов позволило получить одинаковые по качеству изображения. Использовались V-образные NSG20/50 кантилеверы с пирамидальными зондами: отношение высоты зонда к ширине основания 3:1, радиус закругления конца < 10 нм и отношение высоты зонда к ширине основания 1:1, радиус закругления конца < 50 нм.



Рис. 2. Топография поверхности сверхпроводника: *а* – профиллограма участка 40х40 мкм; *б* – 3D изображение участка между волокнами

Средний размер зеренно-субзеренной структуры меди в матрице составил в среднем 1 мкм. Показано, что диаметр NbTi волокон (рис. 2a) составил 17 мкм, высота структурных составляющих матрицы от 0,3–0,4 мкм. Видно, что по самым внешним границам волокон выявляется ниобиевый барьер (рис. 2δ).

Растровая электронная микроскопия осуществлялась на приборе Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments. Данные проведенного микроэлементного анализа хорошо согласуются с результатами ACM.

Совместное применение методов ОМ, АСМ, РЭМ позволило получить новые данные о зеренно-кристаллитной структуре композитного сверхпроводника с NbTi волокнами и матрицей на основе Cu после интенсивной деформации (волочение). Установлено, что матрица состоит из ультрамелкодисперсной структуры на основе меди. Средний размер зерна составил примерно 0,5 – 1 мкм. Результаты измерений, полученные методом АСМ измерений, согласуются с данными РЭМ и ОМ, а также с литературными данными. Метод АСМ перекрывает разрешающие способности методов электронной и оптической микроскопии, т.е. дает более наглядную картину структуры НК и УМЗ материалов и позволяет проводить наблюдения на открытом воздухе.

Работа выполнена в рамках гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 11-08-00237-а.

- 1. Шиков А.К., Никулин А.Д., Силаев А.Г. и др. Разработка сверхпроводников для магнитной системы ИТЭР в России // Известия Вузов. Цветная металлургия. -2003. - № 1. - С. 36-43.
- 2. Зайченко С.Г., Глезер А.М. Дисклинационный механизм пластической деформации нанокристаллических материалов // Физика твердого тела. - 1997. - Т. 39. - № 11. - С. 2023-2028.

МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ, НАСЫЩЕННЫХ ДВОЙНИКОВЫМИ ГРАНИЦАМИ, ПУТЁМ КОМПАКТИРОВАНИЯ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ

Ясников И. С., Денисова Д. А., Тюрьков М. Н., Прохоров П. Э.

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

Создание новых материалов с необычными свойствами, которые определяются реализацией цепочки «технология (методика) \rightarrow структура \rightarrow свойства» является одной из приоритетных областей исследований, как в физике, так и в технике. В частности, одним из методов получения новых функциональных и наноструктурных материалов является компактирование (прессование) малых металлических частиц [1]. Очевидно, что свойства получающихся в результате компактирования материалов в значительной мере зависят от свойств составляющих их частиц. Именно поэтому выбор структуры малых металлических частиц для последующего получения компаунда будет определять его структуру, а значит и свойства.

С этой точки зрения, двойниковая граница, как планарный дефект кристаллического строения и структурный элемент малой частицы представляет особенно большой интерес, т.к. может придавать микрообъекту уникальные свойства. Например, высокая концентрация двойниковых границ в электроосаждённых металлах повышает их термическую стабильность, микротвёрдость и уменьшает пластичность [2]. При наличии двойниковой границы в металлах, имеющих точку сверхпроводящего перехода, вблизи нее могут возникать совершенно особые условия для куперовского спаривания более выгодные около двойниковой границы, чем в объеме [3]. Соответственно критическая температура перехода плоскости двойникования в сверхпроводящее состояние может оказаться более высокой, чем температура перехода кристаллической структуры окружающей двойниковую границу [3].

Именно поэтому целью работы являлось представление одной из возможных методик получения материалов насыщенных двойниковыми границами на примере компактирования малых частиц электролитического происхождения.

В работе были проведены эксперименты по выбору геометрии и материала подложки, перенапряжения на катоде, а также времени электроосаждения, которые позволили бы получить наилучший выход икосаэдрических малых частиц.

Концентрация двойниковых границ α в икосаэдрической малой частице размером *D* определяется отношением общей площади двойниковых границ к объёму икосаэдрической малой частицы. Элементарные преобразования приводят к формуле:

$$\alpha = \frac{9}{D} \sqrt{\frac{\left(3 + \sqrt{5}\right) \left(5 + \sqrt{5}\right)}{8}} \approx \frac{6 \cdot 10^7}{D \left[\mu \ m\right]} \tag{1}$$

где D – размер икосаэдрической малой частицы в мкм, а α – концентрация двойниковых границ в единицах СИ (м²/м³)

Таким образом, концентрация двойниковых границ в икосаэдрической малой частице будет тем больше, чем меньше её размер. А при компактировании икосаэдрических малых частиц с концентрацией двойниковых границ в отдельной частице, описываемой формулой (1) концентрация двойниковых границ в получившемся компаунде не может стать меньше, чем в исходных составляющих компаунда. Именно поэтому необходимо было выбрать минимально возможный размер икосаэдрических малых частиц, при котором в них уже существуют двойниковые границы.

При изучении кинетики формоизменения габитуса икосаэдрической малой частицы в процессе электроосаждения было отмечено, что перед огранкой на поверхности сферического островка роста в процессе эволюции появляются «следы» двойниковых границ, причём пять двойниковых границ сходятся в одном узле и пятерная симметрия может свидетельствовать о наличии дисклинации. В процессе дальнейшего роста происходит огранка малой частицы и образование микрокристалла икосаэдрического габитуса. При этом этап начала формирования двойниковых границ в икосаэдрических малых частицах меди и серебра соответствует их размеру 0,4...0,6 мкм и времени осаждения 10...15 мин. По формуле (1) в этом случае концентрация двойниковых границ получается равной $\alpha = (1, 0...1, 5) \cdot 10^6 \text{ см}^2/\text{см}^3$

Исходя из вышесказанного, можно заключить, что в материалах, полученных методом компактирования икосаэдрических малых частиц с двойниковыми границами, можно достичь концентрации двойниковых границ $\sim 10^6$ см²/см³, которая близка к теоретическому значению плотности насыщения [4].

Стоит упомянуть, что варьирование параметров управляющих процессом компактирования может приводить к образованию двойниковых границ раздела между отдельными частицами в процессе их компактирования. Данный факт был получен в работе [5] с помощью моделирования методом молекулярной динамики процесса образования двойниковых границ при агломерации наночастиц. Естественно, что такое образование двойниковых границ приведет к увеличению значения концентрации двойниковых границ α , полученной по формуле (1).

Работа выполнена при поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (регистрационный номер 2.1.1/10154) и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (МД-902.2010.8).

Список литературы

- 1. Рыжонков Д.И., Лёвина В.В., Дзидзигури Э.Л. Наноматериалы // Москва: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2008. 365 с.
- Викарчук А.А. О стабильности субзеренной структуры, формирующейся при электрокристаллизации металлов с ГЦК-решёткой // Электрохимия. – 1990. – т. 26, вып. 8. – С. 984–989.
- 3. Хлюстиков И.Н., Буздин А.И. Локализованная сверхпроводимость в двойниковых металлических системах // Успехи Физических Наук. 1988. т. 155, вып. 1. С. 47 88.
- 4. Ясников И.С., Викарчук А.А., Воленко А.П. Термодинамические аспекты эволюции дислокационной структуры при электроосаждении ГЦК-металлов // Материаловедение 2003. № 1 (70). С. 10 15.
- 5. Карькин И.Н., Горностырев Ю.Н., Карькина Л.Е. Моделирование методом молекулярной динамики процесса образования двойниковых границ при агломерации наночастиц // Физика Твёрдого Тела. 2010. т. 52, вып. 2. С. 402 406.

РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОДНОКОМПОНЕНТНЫХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ С ГАБИТУСОМ, БЛИЗКИМ К ДОДЕКАЭДРИЧЕСКОМУ

Ясников И. С., Денисова Д. А., Прохоров П. Э., Ведутенко Е. А.

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

Малые металлические частицы всегда вызывали повышенный интерес в физике конденсированного состояния [1 - 3], в том числе из-за возможности возникновения в них осей симметрии пятого порядка, запрещённых классическими законами кристаллографии [4]. При этом малые частицы с пентагональной симметрией имеют три основных вида габитуса [4]: декаэдрические малые частицы и нитевидные кристаллы с группой симметрии D_{5h} , а также икосаэдрические малые частицы с группой симметрии I_h . Каждый из указанных видов габитуса наблюдался ранее в экспериментах, в том числе и при электроосаждении ГЦК-металлов [5].

Помимо икосаэдра ещё одним представителем группы симметрии I_h является додекаэдр. Авторы работы [4] указывают, что малая частица додекаэдрического габитуса, состоящая из атомов одного элемента (однокомпонентная малая частица) может быть описана как минимум двумя способами [4], однако в первом случае (додекаэдр вписан в куб) внешние грани получающегося додекаэдра должны иметь некристаллографическую ориентацию, а во втором случае (сборка додекаэдра из пентагональных пирамид и соединению их по плоскостям двойникования) возникают большие пластические деформации (~ до 40 %), которые не могут сохранить правильный додекаэдрический габитус малой частицы.

Авторам данной работы неизвестны случаи получения малых металлических частиц с габитусом либо правильного (платоновского), либо искажённого додекаэдра и состоящих из атомов одного элемента. Именно поэтому, в данной работе была предпринята попытка их получения. В качестве метода получения было выбрано электроосаждение серебра из раствора электролита с выбором соответствующих технологических параметров.

Основной методической идеей эксперимента является блокирование роста внешних граней икосаэдрической малой частицы (плотноупакованные плоскости типа {111} ГЦК-решётки) в процессе её эволюции. Это может инициировать рост граней с другой кристаллографической ориентацией и, в частности, может привести к получению додекаэдров из икосаэдров (и усеченного икосаэдра с формой фуллерена типа C₆₀, как переходную форму). Однако данная задача нетривиальна, так как плоскости {111} имеют более низкую поверхностную энергию и поэтому более стабильны (например, для серебра поверхностная энергия грани {111} составляет 781 mJ/m², а для грани {100} составляет 890 mJ/m²).

Варьируя технологические параметры и контролируя морфологию роста на различных временных интервалах были отмечены некоторые «нехарактерные» особенности морфологии получающихся малых частиц и микрокристаллов серебра. В частности при значении перенапряжения на катоде $\eta = 140$ mV наблюдалось формирование части почти правильной додекаэдрической структуры, однако замкнутый додекаэдр не сформировался, а наблюдался разрыв исходного и выброс вторичного кристалла в виде «уса» сложной морфологии, обусловленный релаксацией полей упругих напряжений в силу невозможности полной перестройки икосаэдрической структуры и связанного с ней дефекта дисклинационного типа (рис. 1). Данный факт свидетельствует о наличии высоких степеней деформации при формировании однокомпонентных малых металлических частиц с габитусом близким к додекаэдрическому.



Рис. 1. Морфологическая форма микрокристалла серебра, полученная при значении перенапряжения на катоде η = 140 mV

Таким образом, основным препятствием к получению правильной морфологической формы являются большие поля внутренних напряжений, возникающие при эволюции малой частицы в процессе роста. Добиться получения малых частиц правильной додекаэдрической формы без искажений обусловленных релаксацией полей внутренних напряжений можно сместив зону формообразования в область ещё более малых размеров.

Работа выполнена при поддержке аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы» (регистрационный номер 2.1.1/10154) и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (МД-902.2010.8).

Список литературы

- 1. Непийко А. С. Физические свойства малых металлических частиц // Киев: Наукова дум-ка, 1985. 216 с.
- 2. Петров Ю. И. Кластеры и малые механические частицы // Москва: Наука, 1986. 367 с.
- 3. Нагаев Э. Л. Малые металлические частицы // Успехи физических наук. 1992. Том 162, № 9. С. 49 124.
- Gryaznov V. G., Heidenreich J., Kaprelov A. M., Nepijko S. A., Romanov A. E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research and Technology. – 1999. – Vol. 34, № 9. – P. 1091 – 1119.
- Викарчук А. А., Ясников И. С. Структурообразование в наночастицах и микрокристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации ГЦКметаллов // Издательство Тольяттинского государственного университета. – Тольятти, 2006. – 208 с. - ISBN 5-8259-0305-4.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОСТОЙКИХ КАБЕЛЕЙ

Рубаник В.В., Царенко Ю.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск labpt@vitebsk.by

Кабели с минеральной изоляцией в металлических оболочках не обладают способностью к самовозгоранию, не токсичны, абсолютно безопасны с точки зрения экологии, способны работать даже при длительном перегреве вплоть до температуры плавления оболочки [1].

Жаростойкие кабели с магнезиальной изоляцией выполняются из следующих конструктивных элементов: токопроводящих жил, минеральной изоляции и герметизирующей оболочки. Токоправодящие жилы и герметизирующая оболочка изготавливаются обычно для силовых кабелей из меди, для нагревательных – из аустенитных сталей, никеля, нихрома, для термопарных – из жаростойких сталей и термоэлектродных сплавов.

Засыпка и уплотнение труб изоляционным материалом является самой ответственной и трудоемкой задачей. Нарушение технологических режимов прежде всего отражается на центровке токопроводящих жил и плотности изоляции и, следовательно, на электрических параметрах кабелей. В качестве изоляционного материала используют оксиды магния и алюминия. Чтобы не происходило увлажнение изоляционного порошка во время засыпки, его прокаливают в электрической печи. Применение ультразвуковых колебаний позволило, используя традиционную технологию засыпки с одновременным уплотнением волочением, производить заполнение кабельной заготовки порошком любого гранулометрического состава, включая окись магния марки "ЧДА" [2, 3].



Рис. 1.Устройство для формирования кабеля с минеральной изоляцией с двумя токопроводниками

Устройство состоит из концентратора ультразвуковых колебаний 1, соединенного с магнитострикционным преобразователем, воронки 2, штока 3, помещенного в трубу-заготовку 4, токопроводящих жил 5, помещенных в защитные трубки 6, электрического вибратора 7, установленного в узле смещений ультразвуковых колебаний, волоки 8, закрепленной в пучности смещений концентратора ультразвуковых колебаний 1, изоляционного порошка 9.

Процесс заполнения заготовки осуществляется следующим образом. Устанавливают вертикально трубузаготовку, в которую помещают шток с защитными трубками, в которые помещают токопроводящие жилы. Закованконец трубы-заготовки ный нижний вставляют в волоку и закрепляют в тянущем устройстве. В верхней части штока устанавливают воронку, в которую из бункера засыпают изоляционный порошок. Ультразвуковые колебания в кон-

центраторе, в котором закреплена волока, возбуждают с помощью магнитострикционного преобразователя. Из бункера, через воронку, шток и отверстия в пробке штока, изоляционный порошок поступает в трубу-заготовку. Скорость заполнения определяется размером отверстий в пробке штока, размерами частиц порошка. При заполнении порошковой изоляцией участок трубы-заготовки протягивается через волоку с помощью тянущего устройства.

Деформирование жил происходит под действием сил, передаваемых через слой порошкового наполнителя. В результате на поверхности жил образуются вмятины (шероховатости), возникает значительная неоднородность в сечении по длине (рис.2).



Рис. 2. Поперечное сечение токопроводящей жилы кабеля после волочения: 1 – в обычных условиях; 2 – с наложением ультразвуковых колебаний

Причём неоднородность поверхности жил (площадь и глубина вмятин) зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и порошкового наполнителя и в особенности его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности термоЭДС, выходу из строя нагревостойкого кабеля при эксплуатации. Переход к порошкам, обладающим меньшими размерами частиц, например, окиси магния марки "ЧДА", получаемой химическим способом, в значительной степени устраняет указанные недостатки [2].

Список литературы

- 1. Сучков В.Ф., Светлова В.И., Френкель Э.Э. Жаростойкие кабели с минеральной изоляцией. М.: Энергоатомиздат, 1984. 204 с.
- 2. Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Скоростная электротермическая обработка композиционных изделий с минеральным наполнителем. Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2010, №2, с.27-32.
- 3. Царенко Ю.В., Рубаник В.В. Устройство формирования кабельной заготовки. Патент ВУ № 7383, 2011.

РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНОЙ СРЕДЫ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ВЫЧИСЛЕНИЙ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ИСТОЧНИКА ФРАНКА–РИДА В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Лосев А.Ю., Потапов А.Е., Музыка П.А., Манухина Д.В.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Калужский филиал, Калуга, Россия losev-al@yandex.ru

В физике твердого тела все большее применение находит компьютерное моделирование, что обусловлено не только снижением материальных и человеческих затрат, но и значительной сложностью исследования микрообъектов средствами макромира. В настоящее время методы математического и компьютерного моделирования получили широкое применение при исследовании комплексного влияния ультразвуковой и постоянной нагрузки на характеристики пластического течения материалов, а именно акустопластического эффекта, который впервые был описан в работе Шмида [1]. Акустопластический эффект в настоящее время достаточно хорошо изучен и нашел широкое технологическое применение. Однако его механизмы до сих пор являются малоизученными и вызывают дискуссию.

Известно, что одной из причин, вызывающей пластификацию образца в знакопеременном поле, является эволюция дислокационной структуры [2]. В данной работе исследовалась эволюция источника Франка-Рида в условиях комплексного нагружения применительно к кристаллам каменной методом ЭВМ моделирования. В рамках поставленной задачи возможно два основных подхода: квазистатический и динамический, но для исследования поведения дислокации в ультразвуковом поле интересен второй подход, т.к. квазистатическое моделирование зачастую не приводит к адекватному описанию эволюции сегмента под воздействием ультразвука.

В качестве уравнения движения дислокаций было выбрано уравнение предложенное Нациком и Чишко [3] и в дальнейшем модифицированное Благовещенским для случая моделирования процесса генерации дислокаций источником Франка– Рида при ультразвуковом воздействии [4].

Для исследования эволюции источника Франка–Рида, закрепленного на дислокациях леса, в условиях комплексного воздействия был разработан программный комплекс на высокоуровневым языке программирования С#. Величина смещения дислокационного сегмента рассчитывалась для каждой его точки. Для обеспечения высокой точности моделирования целесообразно увеличь дискретизацию сегмента (сегмент разбивался на 300 точек), что в конечном итоге привело к высоким требованиям аппаратной части. Поэтому для оптимальной загрузки вычислительных ресурсов ЭВМ следует обеспечить равномерную загрузку всех процессоров системы. Полученный алгоритм позволяет решать уравнение движения для каждой точки сегмента в отдельном вычислительном потоке. Была разработана распределенная среда моделирования, позволяющая задействовать ресурсы нескольких рабочих станций, объединенных в вычислительную сеть. Кроме того, данная среда выступает диспетчером задач для удаленных рабочих станций, распределяя им количество вычислительных задач соответствующих числу ядер центрального процессора. Следующий этап моделирования – обработка результатов вычислений, полученных различными рабочими станциями. Таким образом, получив изменение координат каждой точки, реализуется построение следующего положения закрепленного дислокационного сегмента.

Разработанная программная среда позволяет с высокой степенью точности моделировать эволюцию источника Франка–Рида в условиях комплексного нагружения в кристаллах каменной соли (рис.1).



Рис. 1. Интерфейс программы моделирования эволюции источника Франка-Рида

Список литературы

- 1. E. Schmid G. Plasticity of insonated metals // Japan Jnst. Metals. 1968. №9. P. 797.
- 2. Нацик В.Д., Чишко К.А. Динамика и звуковое излучение дислокационного источника Франка-Рида: Препринт, ФТИНТ АН УССР, Харьков, 1976.
- 3. Тяпунина Н.А., Наими Е.К., Зиненкова Г.М. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. – М.: МГУ, 1999. – 215 с.
- 4. Благовещенский В.В., Тяпунина Н.А. Особенности работы источника Франка-Рида под действием ультразвука // ДАН СССР. 1980. Т.254, N4. С.869-872.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1561 В РЕЖИМАХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Арзыматов А.К.¹, Оморов Н.А.², Пазылов Ш.Т.³

¹Ошский технологический университет, г. Ош, Кыргызстан; ²Джалал-Абадский государственный университет, г. Джалал-Абад, Кыргызстан; ³Кыргызско-Российский Славянский университет, г. Бишкек, Кыргызстан, shakir@krsu.edu.kg

Рассматривается задача изучения структурных изменений сплава 1561 происходящие при деформировании его в широком температурно-скоростном интервале включающие и режимы сверхпластичности.

Экспериментальное изучение закономерностей высокотемпературного (573...773 К) растяжения осуществлялось на гагаринских образцах, вырезанных из листа сплава 1561 в направлении прокатки в диапазоне скоростей деформирования $(0,9\cdot10^{-5}...0,87\cdot10^{-3}$ м·с⁻¹). В процессе проведения опытов установлено наличие сильного влияния исходной деформационной анизотропии, внешне проявляющегося в возникновении эллипсообразного поперечного сечения из первоначального кругового. В [1, 2, 3] введен количественный показатель анизотропности и изучена его зависимость от термических и кинематических условий деформирования. В частности замечено, что анизотропия уменьшается с возрастанием степени деформации (кривые а и б на рис. 1) и увеличением скорости деформирования (рис. 1). Из графиков, представленных на рис. 1, видно, что для всех скоростей перемещений захватов испытательной машины наибольшими оказываются показатели анизотропности при температуре около 693 К. При температуре реализации эффекта сверхпластичности (753 К) указанный показатель минимизируется и практически не зависит от скорости. Иными словами, при сверхпластичности деформация образца приближается к изотропной.



Рис. 1. Изменение показателя анизотропности (Ψ) от температуры (θ) при скоростях деформирования: $V_2 = 0,877 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$; $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$; $V_4 = 0,143 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$; $V_5 = 0,057 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$; $V_6 = 0,023 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$; $V_7 = 0,009 \cdot 10^{-3} \text{ м} \cdot \text{c}^{-1}$. Кривые *a*, при $\varepsilon' = 0,1667$; и кривые *b*, при $\varepsilon' = 0,4167$.

Известно [4], что сверхплатичность промышленных алюминиевых сплавов имеет место в процессе динамической рекристаллизации с формированием равноосной мелкозернистой структуры, создавая предпосылку для реализации механизма зернограничного проскальзывания. Поэтому можно предположить, что между явлением сверхпластичности, закономерностью изменения анизотропности и структурным состоянием сплава существует определенная взаимосвязь. В подтверждение сказанному механические эксперименты дополнялись металлографическими исследованиями структуры листового сплава 1561 в исходном состоянии и после температурно-скоростного растяжения при различных значениях температуры, степени и скорости деформации.

В структуре исходного недеформированного образца, как и ожидалось, выявлена сильная вытянутость зерен вдоль направлении прокатки. В поперечном сечении образца также наблюдалась явная вытянутость зерен, которые имеют плоскопараллельную «блинчатую» форму и образуют полосчатую структуру (рис. 2*a*).



Рис. 2. Виды структур образцов из сплава 1561 (*250):

- а) в исходном недеформированном состоянии поперечного сечения;
- б) после растяжения в режимах $\theta = 693$ K, $V_7 = 0,009 \cdot 10^{-3}$ м· с⁻¹, ϵ '=16,6%;
- *e*) $\theta = 753$ K, V₆ = 0,023 \cdot 10⁻¹ M· c⁻¹, ε '=33,3 %;
- c) $\theta = 753$ K, $V_3 = 0,36 \cdot 10^{-3}$ M· c⁻¹, $\epsilon' = 33,3$ %.

Исследование структуры сплава после испытаний на растяжение показало, что максимальные показатели анизотропности, наблюдаемые при 693 К, малых степенях деформации и медленных скоростях связаны с сохранением в этих режимах первоначальной полосчатой структуры материала (рис. 2 б).

Установлено, что вытянутость зерен уменьшается с возрастанием степени деформации и повышением скорости деформирования. Из анализа структуры сплава при деформировании его в температурном режиме сверхпластичности (753 К) получено, что независимо от степени и скорости деформации полностью отсутствует полосчатая структура. Указанная структура идентична при всех скоростях деформирования с признаками равноосных мелких зерен (рис. 2 *в*, *г*). Последнее подтверждается равномерным распределением частиц интерметаллидных фаз [5].

Изученная кинетика структурообразования из исходно текстурированного состояния при температурно-скоростном деформировании, включающем режимы сверхпластичности, полностью коррелируется с закономерностями деформационной анизотропности сплава. Минимальные показатели анизотропности ($\Psi = 1,3$ на рис. 1) при температуре из термического интервала сверхпластичности (753 K) объясняются формированием в образце равноосных мелких зерен.

Таким образом, перевод сплава в сверхпластическое состояние предлагается считать одним из термомеханических способов получения оптимальной мелкозернистой структуры из сильно текстурированного материала. При этом показатель анизатропности следует рассматривать в качестве эволюционного макромеханического параметра, отражающего структурные преобразования, происходящие в деформируемом материале. Введение такого параметра в математическую модель позволит на макроуровне оценить процесс структурных флуктуаций.

Список литературы

- 1. Пазылов Ш.Т. Влияние термомеханических режимов на деформационную анизотропию сплава 1561 / Материалы IV научной конференции КРСУ. Бишкек, 1997. 55 с.
- Пазылов Ш.Т., Оморов Н.А., Арзиматов А.К. Деформационная анизотропия и сверхпластичность алюминиевых сплавов. – Вестник КРСУ. – Т. 10. – № 10. – Бишкек, 2010. – 144 с.
- Пазылов Ш.Т., Оморов Н.А., Рудаев Я.И. О деформационной анизотропии алюминиевых сплавов. – Вестник Тамбовского университета. – Т.15. – Вып. 3. – г. Тамбов, 2010. – 974 с.
- Рудаев Я.И. О фазовых переходах в сверхпластичности // Проблемы прочности. 1990. С. 50-54.
- 5. Золоторевский В.С. Структура и прочность литых алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1981. – 192 с.

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР. МЕТОД ОПТИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАЗМОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Наими Е.К., Валянский С.И.

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

Цель доклада – дать представление об интенсивно развивающемся в последнее время методе исследования вещества с помощью поверхностных плазмонполяритонных волн, в частности – методе оптической поверхностно-плазмонной микроскопии. Рассмотрены вопросы теории взаимодействия электромагнитных волн с веществом (нормальная и аномальная дисперсия), условия возбуждения и распространения поверхностных электромагнитных волн (ПЭВ) на границе раздела металлдиэлектрик, дисперсионное соотношение для ПЭВ, различные типы ПЭВ. Описаны существующие методы получения и регистрации ПЭВ. Приведены многочисленные примеры применения поверхностного плазмонного резонанса (ППР), в том числе: определение оптических характеристик металлов с помощью ПЭВ, оптический микроскоп на поверхностных плазмонах, ППР-спектроскопия биомолекул, сенсорные устройства и другие. Дается представление о новом классе материалов – метаматериалах и возможностях их применения (суперлинза, фотонные кристаллы). Очерчены направления развития новых отраслей науки и техники, таких как – нанофотоника и плазмоника.

Современная оптика, сильно изменившаяся после появления лазеров и голографии, в последнее десятилетие пополнилась новым перспективным разделом – оптикой поверхностных электромагнитных волн. ПЭВ – это особый вид макроскопических электромагнитных волн, распространяющихся вдоль границы раздела сред. Поле таких волн прижато к поверхности и локализуется в основном в слое, размеры которого с каждой стороны от границы, как правило, порядка длины волны. Условия распространения ПЭВ, в отличие от объемных электромагнитных волн, очень чувствительны к свойствам поверхности, вдоль которой они распространяются.

Изучение свойств поверхности вылилось в самостоятельную, бурно развивающуюся, часть физики – физику поверхности. Сейчас трудно назвать какой-либо раздел естественных наук, который в той или иной степени не касался бы вопросов, связанных с поверхностными явлениями. В большинстве случаев концентрация атомов в поверхностных фазах всегда существенно меньше, чем в объеме используемых материалов, что требует резкого повышения чувствительности методов анализа поверхности. В связи с этим возникает вопрос: можно ли использовать оптические методы для исследования поверхностей, границ раздела и очень тонких поверхностных слоев? Ведь глубина проникновения электромагнитной волны в конденсированную среду составляет, по меньшей мере, 50 атомных слоев, что означает малость отношения поверхностного отклика к объемному.

Взаимодействие электромагнитных волн с возбуждениями среды (оптическими фононами, экситонами, плазмонами, магнонами и т. д.) становится особенно сильным, когда их частоты ω и волновые векторы \vec{k} совпадают (резонанс). В этой области образуются связанные волны – поляритоны, которые обладают характерным законом дисперсии $\omega(\vec{k})$. Условия существования поверхностных поляритонов требуют, чтобы диэлектрические проницаемости граничащих сред были разного знака, т.е. одна из них должна быть отрицательной. В статике это осуществить нельзя, в случае же переменного электромагнитного поля можно реализовать ситуацию, при которой наведенная в среде поляризация имеет направление противоположное относительно возбуждающего ее поля, и таким образом получить отрицательную диэлектрическую проницаемость.

Отдельный интерес представляют ПЭВ в металлах, называемые поверхностными плазмон-поляритонными (ППП) волнами. Поверхностные плазмоны играют большую роль в оптических свойствах металлов. Начиная с 70-х годов XX в. исследования ППП волн занимают все большее место в науке о конденсированных средах и стимулируются интересом, возникающим у специалистов по физике твердого тела, радиофизике и оптике (в последнее десятилетие появилась даже обособленная область оптики – плазмоника). В 1988 г. немецкие ученые Бенно Ротенхойслер и Вольфганг Кноль предложили и реализовали схему микроскопа на основе ППП волн. Простота конструкции и высокое разрешение сделали микроскоп на поверхностных плазмонах незаменимым для таких областей науки как физика, химия, медицина, биология и техника.

Исследование ПЭВ является неотъемлемой частью физики твердого тела. Это обусловлено уникальными свойствами ПЭВ. Благодаря особой структуре полей в ПЭВ и возможности синфазно перекачивать в нее энергию падающего когерентного света, можно достигать большого (чисто электродинамического по своей природе) усиления светового поля (≈ в 100 раз), действующего на поверхность. Сама ПЭВ локализована вблизи границы раздела. Возбуждение ПЭВ – резонансный процесс. Он проявляется, в частности, в том, что при незначительном изменении условий распространения ПЭВ дисперсионное соотношение для их распространения уже перестает выполняться. Именно три этих свойства обуславливают высокую чувствительность ПЭВ к состоянию поверхности.

В настоящее время большое внимание уделяется использованию ПЭВ в исследовании качества поверхностей полупроводников, металлических зеркал, предельно тонких молекулярных покрытий на металлах. ПЭВ используют для создания ближнепольных сканирующих оптических микроскопов, в качестве сверхчувствительных датчиков, исследуют их роль в прохождении света через малые отверстия в непрозрачных экранах диаметром в десятую долю длины волны. С помощью генерации ПЭВ можно формировать периодические структуры на металлической поверхности, а также проводить измерения поглощения металлических зеркал на уровне 0,01 с точностью до 10%. Сегодня применение ПЭВ являются неотъемлемой частью оптических наночипов и светопередающих устройств, используемых в информационных технологиях нового поколения.

Широкое развитие в последние годы получили сенсоры на основе ПЭВ для регистрации различных загрязнителей. При контакте с биообъектами (ДНК, вирусы, антитела) в результате плазмонного резонанса более чем на порядок увеличивается интенсивность сигналов флуоресценции, т.е. значительно расширяются возможности обнаружения, идентификации и диагностики биологических объектов. На сегодняшний день существует уже множество подобных сенсоров.

В наноразмерных металлических системах из-за малого их размера требование совпадения скоростей распространения возбуждения и электромагнитной волны во внешней среде отпадает, так что локализованные поверхностные плазмоны связаны с излучением непосредственно. Свойства локализованных плазмонов критически зависят от формы наночастиц, что позволяет настраивать систему их резонансов на эффективное взаимодействие со светом или элементарными квантовыми системами. Исследования, посвященные вопросам связанным с ПЭВ, являются актуальными и представляют большой интерес как с общефизической точки зрения, так и для приложений.

Изучение ПЭВ превратилось в самостоятельный и устоявшийся раздел физики. Процесс экспансии ПЭВ в различные области физики и техники стал обычным. Сегодня ПЭВ – это динамически развивающаяся область знания, потенциал которой далеко не исчерпан [1].

 С.И.Валянский, Е.К.Наими. Современные методы исследования наноструктур. Метод оптической поверхностно-плазмонной микроскопии // Учебное пособие – М.: Изд. Дом МИСиС. 2011 г. 173 с.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НИТРИДОВ МЕТАЛЛОВ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА С ПРИМЕНЕНИЕМ АЗИДА НАТРИЯ И ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ АММОНИЯ

Майдан Д. А.

ГОУВПО «Самарский государственный технический университет», Самара, Россия, mtm.samgtu@mail.ru

В 1967 году в Отделении Института химической физики АН СССР академиком Мержановым А. Г., профессорами Боровинской И. П. и Шкиро В. М. разработан способ синтеза тугоплавких соединений, в том числе нитридов, который получил название самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Технология СВС относится к порошковым технологиям, но она принципиально отличается от традиционных технологий порошковой металлургии тем, что для осуществления процесса азотирования исходные порошки сжигают, а не нагревают в печи. Процесс СВС идет за счет собственного тепловыделения, без подвода энергии извне.

Классическим методом CBC, с использованием газообразного азота в качестве азотирующего реагента, нитриды металлов группы железа (Fe₂N, Fe₃N, Fe₄N, Co₂N, Co₃N и Ni₃N) получить не удается, так как реакции образования нитридов железа являются слабоэкзотермичными, а реакции образования нитридов кобальта и никеля являются эндотермичными. В настоящее время нет эффективного способа, который позволял бы достаточно производительно получать порошки данных нитридов. В связи с этим задача по разработке новых и эффективных технологических процессов получения порошков нитридов металлов группы железа является актуальной.

Представляет интерес использовать в реакциях горения с металлом неорганические азиды в качестве азотирующих реагентов, вместо газообразного азота, а для химической нейтрализации азида в процессе горения — галоидные соли аммония. Это так называемая азидная технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC-A3). Использование азида натрия (NaN₃) и галоидных солей (NH₄Cl, NH₄F) в качестве азотирующих реагентов в процессах горения позволяет решить вопрос синтеза нитридов металлов группы железа за счет тепла, выделяющегося при горении азида натрия и галоидной соли.

Изучение процесса синтеза нитридов металлов группы железа в режиме CBC-Аз, измерение линейных скоростей и температур горения проводились на лабораторной установке CBC-Аз, основным элементом которой является лабораторный реактор CBC-Аз постоянного давления с рабочим объемом 4,5 дм³. Оптимальные технологические условия синтеза нитридов металлов группы железа выбирались исходя из результатов термодинамического анализа, ранее отработанных оптимальных условий синтеза нитридов переходных металлов и основных закономерностей горения азидных систем CBC [1].

На основании результатов рентгенофазового и химического анализов продуктов горения систем CBC-Аз разработан технологический процесс получения порошков нитридов металлов группы железа в режиме CBC-Аз.

 Бичуров, Г. В. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез нитридов с применением неорганических азидов и галоидных солей [Текст]: дис. ... д-ра техн. наук: 01.04.17 / Бичуров Георгий Владимирович. – Самара, 2003. – 250 с.

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР И СВОЙСТВ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Бараз В.Р., Федоренко О.Н., Картак Б.Р.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия, vrbaraz@mail.ru

Известны различные способы поверхностной упрочняющей механической обработки стальных изделий, основанные на поступательном скольжении инструмента по поверхности обрабатываемого материала. К этому приему относится и способ поверхностного фрикционного деформирования, основанный на упрочнении неподвижной заготовки движущимся под нагрузкой индертором. При подобной схеме нагружения трением в поверхностном слое обрабатываемого материала может создаваться объемное напряженное состояние с высоким удельным давлением. В результате становится возможным образование в тонком поверхностном слое структуры нанокристаллического масштаба.

В данной работе на примере Fe–Cr–Ni-й аустенитной стали были проведены исследования, направленные на изучение влияния фрикционного деформирования в режиме трения скольжения на структуру и физико-механические свойства. Основное внимание было уделено особенностям упрочнения и усталостного разрушения, а также формированию текстуры деформации. Предметом изучения являлась аустенитная сталь 3И-126 ($12X17H8\Gamma2C2M\Phi$), относящаяся к группе аустенитных сталей с метастабильной γ -фазой. В такой стали благодаря протеканию деформационного полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения вероятна реализация более разнообразных структурных состояний в условиях дополнительной поверхностной фрикционной обработки и, соответственно, представляется возможным получать более заметные эффекты.

Обработка образцов включала предварительное волочение закаленной (от 1070°С) проволоки на 40%, последующее плющение в ленту. В результате была получена плющеная лента сечением 3,5×0,4 мм. Часть деформированных образцов подвергалась фрикционному деформированию на испытательной машине с цилиндрическим индентором, изготовленным из твердосплавного материала. Дальнейшая обработка включала последеформационный нагрев при 470°С, 1 ч (режим деформационного старения).

На рисунке показана микроструктура деформированной аустенитной стали без трения и с указанной обработкой. При этом в результате фрикционного нагружения глубина наклепанного слоя достигает 10 мкм. Фиксируется достаточно типичная структура деформированной аустенитной матрицы – развитая фрагментированность, высокая плотность дислокаций, наличие деформационных двойников (рис. 1a). Более примечательным представляется характер структуры после фрикционной обработки (рис. 16), которая выделяется менее выраженной кристаллографической направленностью. Обращает внимание особенность дифракционной картины – вместо типичных размытых дебаевских колец фиксируются многочисленные уколы. Их наличие может быть расценено как признак формирования структуры нанокристаллического масштаба. Возникновение наноструктур трения рассматривается как результат фрикционного воздействия, когда пластическая деформация осуществляется не только привычным сдвиговым механизмом путем скольжения и двойникования, но и ротационным механизмом.



Рис. 1. Электронно-микроскопическая структура аустенитной стали ЗИ126 после деформационного упрочнения (*a*) и дополнительной обработки трением (*б*): светлопольные изображения и дифракция

Данные об уровне механических свойств (рис. 2) показывают, что обработка трением вызывает повышение прочностных свойств (условного предела упругости и микротвердости) ленты на 15–20%, но более ощутимо отражается на усталостных свойствах (рост в 3–4 раза).



Рис. 2. Влияние поверхностной фрикционной обработки на прочностные и усталостные свойства аустенитной стали ЗИ126: — – закалка + деф.40% + старение 470°С, 1 ч; — – закалка + деф.40% + трение + старение 470°С, 1 ч.

Установлено также влияние подобной поверхностной обработки на проявление эффекта Баушингера и остроты текстуры деформации.

- 1. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко И.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей акад. В.Д.Садовского. Сб-к трудов. Екатеринбург: 2008, с. 218 241.
- 2. Зубов В.Я. Определение условного предела упругости пружинной ленты при чистом изгибе// Заводская лаборатория. 1949. №12. С. 1486 – 1487.
- 3. Грачев С.В. Термическая обработка и сопротивление сплавов повторному нагружению. М.: Металлургия, 1976. 152 с.
- 4. Никулин С.А., Добаткин С.В., Ханжин В.Г., Рогачев С.О., Чакушин С.А. Влияние субмикрокристаллической структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана// МиТОМ. 2009. №5. С. 8 – 18.

МИКРОСТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ті–6АІ–7Nb ELI, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Габитова С.А., Полякова В.В., Семенова И.П.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия Lana gabitova@mail.ru

Титановые малолегированные сплавы нашли широкое применение в современной медицине в качестве конструкционных материалов. Это обусловлено их исключительной коррозионной стойкостью в различных атмосферных условиях, а также в ряде сильных химических реагентов. На их поверхности образуется оксидный слой, который играет не только защитную роль, но и обладает выраженными остеокондуктивными свойствами. Также титановые сплавы имеют высокую удельную прочность (отношение прочности материала к его весу) и низкий модуль упругости, близкий к модулю упругости кости [1].

Известно, что в процессе эксплуатации имплантаты, например эндопротезы, испытывают интенсивные циклические и статические нагрузки, что часто приводит к их разрушению [1,2]. В связи с этим, проблема повышения прочности и усталостных свойств малолегированных титановых сплавов является до сих пор актуальной.

В данной работе объектом исследований является сплав Ti–6Al–7Nb ELI, который признан имплантологами одним из лучших [1]. В этом сплаве по причине малого количества β-фазы невозможно добиться значительного упрочнения путем использования закалки и старения. Наибольший эффект может дать деформационная и термомеханическая обработка. С целью кардинального повышения механических характеристик за счет формирования в сплаве Ti–6Al–7Nb ELI ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в данной работе была использована интенсивная пластическая деформация (ИПД) [3].



Рис. 1. *а* – микроструктура сплава Ti–6 Al–7Nb ELI после комбинированной термомеханической обработки; *б* – зависимость числа циклов от амплитуды напряжений для сплава Ti–6Al–7Nb ELI в K3 и УM3 состоянии

В крупнозернистом (КЗ) состоянии микроструктура сплава характеризуется равноосными зернами первичной α-фазы со средним размером 14 мкм и β-превращенной структурой с длиной пакетов пластин 8 мкм, объемная доля которой составляла не более 50%. Заготовки подвергались комбинированной ИПД-обработке, включающей термическую обработку, равноканальное угловое прессова-

ние (РКУП) и экструзию. В результате такой обработки в сплаве объемная доля глобулей первичной α -фазы уменьшилась до 20%, их размер до 7 мкм, а в среднем размер зерен и субзерен α -фазы в области β - превращенной структуры составлял 0,25 мкм (рис. 1, *a*).

Были проведены усталостные испытания гладких образцов из сплава Ti–6Al– 7Nb ELI в K3 и УМЗ состояниях. Испытания проводились в условиях изгиба с вращением с частотой f = 50 Гц, при симметричном цикле нагружения и базе испытаний $N_6 = 10^7$ циклов в соответствии с ГОСТ 25.502-79. Было установлено, что предел выносливости УМЗ сплава Ti–6Al–7Nb ELI составляет около 680 МПа по сравнению с 450 МПа в K3 состоянии (рис. 1, δ).

Для определения особенностей усталостного разрушения сплава Ti-6Al-7Nb ELI в КЗ и УМЗ состояниях был проведен фрактографический анализ рельефа изломов. Установлено, что во всех образцах усталостные трещины расположены перпендикулярно направлению нагружения. На поверхности разрушения образцов наблюдались три типичных зоны: I – область зарождения и стабильного роста трещины; II - область ускоренного роста трещины и III - статический долом. Фрактографический анализ рельефа усталостного разрушения КЗ и УМЗ сплава выявил смешанный (транс- и межкристаллитный) характер. При этом в УМЗ сплаве Ti-6Al-7Nb ELI обнаружены некоторые отличительные особенности распространения усталостной трещины. В изломах КЗ образцов наблюдались фасетки скола, соизмеримые с размером глобулей α-фазы (около 10 мкм), на поверхности некоторых из них присутствовали усталостные бороздки. При этом процесс разрушения сопровождался образованием вторичных микротрещин между фасетками и усталостными бороздками (рис.2, а). В рельефе УМЗ образцов в зоне стабильного роста усталостной трещины видны типичные усталостные бороздки, вторичные микротрещины практически отсутствовали. В зоне роста усталостной трещины наряду с бороздками наблюдался ямочный рельеф, при этом размер ямок был менее 1 мкм, т.е. близко к размеру зерна α -фазы (рис. 2, б). В целом, это свидетельствует о более вязком характере усталостного разрушения УМЗ образцов.



Рис. 1. Рельеф изломов в зоне ускоренного роста усталостной трещины образцов из сплава Ti–6Al–7Nb ELI, разрушившихся после 10⁵ циклов: *a* – в крупнозернистом состоянии; *б* – в ультрамелкозернистом состоянии

- 1. Brunette D.M., Tengvall P., Textor M., Thompsen P.// Titanium in Medicine. Springer –Verlag Berlin Heidelberg, Germany, 2011, 1019 p.
- 2. Иголкин А.И.// Титан в медицине. Титан. 1993. №1, С.86
- 3. Валиев Р.З., Александров И.В. // Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.: ил.

ПОВЫШЕНИЕ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А С ПОМОЩЬЮ КОМБИНИРОВАННОГО ОТПУСКА

Маркова Ю.М., Оленин М.И., Горынин В.И.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия, markova.yulua@gmail.com

Для перевозки ответственных грузов к местам их переработки и для их дальнейшего хранения в условиях Крайнего Севера, в настоящее время используются металлобетонные контейнеры (МБК) отечественного производства. Их отличительной особенностью является требование по исключению хрупких разрушений металлических деталей и узлов. Материалы контейнеров должны обладать высокой хладостойкостью. Для контейнеров используется низкоуглеродистая экономнолегированная свариваемая феррито-перлитная сталь марки 09Г2СА-А. Наиболее ответственным узлом в МБК является сварное соединение комингса с обечайкой силового стакана из стали 09Г2СА-А.

Целью данного исследования являлось повышение хладостойкости зоны термического влияния сварного соединения из стали марки 09Г2СА-А.

В работе исследовались сварные соединения поковка – листовой прокат, с Xобразной разделкой кромок, с применением автоматической сварки под слоем флюса.

В ЗТВ сварного соединения на участке перегрева и деформационного старения со стороны поковки было обнаружено увеличение значений микротвердости и низкие значения ударной вязкости.

Для повышения ударной вязкости в 3TB, а также с целью снижения сварочных напряжений проводился послесварочный отпуск по штатному режиму с ускоренным нагревом - УН (рис.1).[1]



Рис. 1. Температурно-временные графики термической обработки сварных соединений из стали 09Г2СА-А

В результате фрактографических исследований изломов ударных образцов после отпуска по штатному режиму на участке деформационного старения, были обнаружены «вороньи лапки» и надрывы водородного типа, являющиеся характерными признаками водородного охрупчивания и выделения мелких карбидов, размером от 1 до 1,5 мкм. Для устранения водородного охрупчивания, а также для устранения выделения третичного цементита был предложен новый режим послесварочного отпуска с замедленным нагревом – ЗН (рис.1).

Для выявления влияния режимов термической обработки на распределение и размер карбидных фаз были проведены металлографические исследования, с использованием цифровой системы компьютерного анализа изображений.



Рис. 2. Распределение карбидных фаз на участке ЗТВ сварного соединения на расстоянии 2 (*a*) и 6 мм (б) от линии сплавления

На участке перегрева (рис. 2a), после послесварочного отпуска по предложенному режиму, пик максимального количества карбидов смещается в сторону увеличения размеров карбидов, что говорит об их коагуляции, а на участке деформационного старения, (рис. 2b) снижается количество мелких карбидов, что должно благоприятно отразиться на ударной вязкости материала. Значительного изменения карбидной фазы на участке основного металла до и после термической обработки не обнаружено, изменения значений ударной вязкости на данном участке не произошло.

Проведенное исследование ударной вязкости при температуре -50°С показало, что предложенный режим термической обработки позволяет в 3-4 раза повысить хладостойкость ЗТВ сварного соединения из сталей феррито-перлитного класса. Фрактографические исследования не выявили наличия надрывов водородного типа.

Выводы

Проведенный комплекс исследований по оптимизации режимов термической обработки сварных соединений из низкоуглеродистых феррито-перлитных сталей позволил установить, что значительное повышение хладостойкости за счет снижения водородной хрупкости и выделений третичного цементита в зоне термического влияния сварных соединений из феррито-перлитных сталей может быть достигнуто при проведении послесварочного отпуска, сочетающего замедленный нагрев сварной конструкции в области температур от 100°C до 650°C скоростью 30–50°C/ч, комбинацию ускоренного охлаждения в диапазоне температур от 350°C до 250°C на воздухе со скоростью более 100° С/ч и замедленное охлаждение в области температур от 250°C до 150°C со скоростью не более 40° С/ч.

- 1. Фиргер И.В. Термическая обработка сплавов: Справочник. Л.: Машиностроение, 1982.-304 с.
- Оленин М.И., Горынин В.И., Быковский Н.Г., Маркова Ю.М, Скутин В.С., Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А // Вопросы материаловедения №2, 2011, с. 18-30.
- 3. Рыбин В.В., Филимонов Г.Н., Оленин М.И., Быковский Н.Г., Щербинина Н. Б.и др. Способ термической обработки сварных соединений из низкоуглеродистых ферритоперлитных сталей. Патент РФ №2299252 от 16.11.2005 г.

КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ ПО ДАННЫМ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ

Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия, markova.yulua@gmail.com

Горячая пластическая деформация – основная операция в технологии ТМО, с помощью которой в настоящее время производятся современные нержавеющие стали и сплавы. В результате ТМО происходит формирование структуры материала, которая в дальнейшем определяет его механические и экспулатационные свойства. Важной задачей в настоящее время является оптимизация режимов ТМО, т.е разработка таких режимов, при которых в исследуемом материале будут достигнуты высокие значения ударной вязкости при низких температурах испытания, а также возможность обеспечения требуемого уровня прочности при более экономном легировании. Оптимизация режимов обработки невозможна без информации о структурномеханическом состоянии металла.

Целью работы является получение и анализ данных о поведении стали 08X18H10T и сплава 04X20H6Г11AM2БФ для последующего выбора режимов TMO.

Были проведены испытания образцов в виде цилиндров на высокотемпературном дилатометре «*DIL* 805» путем сжатия вдоль оси до величины $\varepsilon = 0.3$, в интервале температур 900–1200°С и скоростей деформации 10⁻³ – 10 с⁻¹. Данные, полученные в ходе экспериментов были представлены в виде диаграмм $\sigma(\varepsilon)$ в координатах «истинные напряжения - истинные деформации», которые имеют взаимосвязь с физическими процессами, происходящими по ходу пластической деформации.

Результаты экспериментов по достижению упрочнения σ_{max} на уровне деформации $\varepsilon = 0,3$ были рассмотрены в зависимости от скорости деформации для каждого из исследуемых материалов (рис. 1). На зависимости $\sigma_{max} \div \varepsilon$ экспериментальные данные аппроксимированы отрезками прямых линий, при этом теоретический коэффициент корреляции более 0,8.



Рис. 1. Скоростная зависимость достижения наибольших напряжений σ_{max} на уровне $\varepsilon = 0,3$ при горячем сжатии образцов стали 08X18H10T (*a*) и сплава 04X20H5Г11AM2БФ (б).

При анализе зависимости σ_{max} ÷ є́ для стали марки 08Х18Н10Т (рис. 1*a*) было обнаружено, что в рассматриваемом интервале температур отрезки кривых 1–3 и 4' при их экстраполяции образуют полюс, что позволяет говорить о единой природе процесса упрочнения.

В интервале температур 900–1200⁰С при напряжении σ₀ =110 МПа возможно зарождение и начало движения дислокаций.

Анализ построенных зависимостей показал, что по мере достижения $\varepsilon = 0,3$ значения наибольших деформирующих напряжений (σ_{max}) возрастают с увеличением скорости деформации $\sigma_{max} = f(\varepsilon)$. При $\varepsilon \sim 1 \text{ c}^{-1}$ и $T = 900^{\circ}\text{C}$ темп роста σ_{max} снижается, что может быть вызвано активацией механизмов разупрочнения. Эффективность упрочнения $\kappa = d\sigma/d\varepsilon$ ' уменьшается с ростом температуры испытания, что говорит о термической активируемости процесса.

Анализ построенных зависимостей для сплава 04Х20Н6Г11АМ2БФ (рис. 16) показал, что при T < 1100 ⁰С участки 2', 3' и 4' и 2, 3 и 4 практически параллельны, что говорит о схожей кинетике процессов, ответственных за структурномеханическое состояние материала, происходящих на этих участках. В координатах $\sigma_{max} - \epsilon$ при $T < 1100^{0}$ С большой и равный наклон участков на графиках 2'– 4' показывает одинаковое сопротивление росту скорости деформации. Это может являться результатом прерывистого распада пересыщенного твердого раствора с выделением Cr₂N, что подтвердили проведенные структурные исследования (рис. 2). В изменении структурно-механического состояния сплава заметен вклад и дислокационного механизма упрочнения, на что указывает меньший наклон участков на графиках 1–4.

В условиях горячей деформации, которые соответствуют точке пересечения участков графиков 1 и 2' с координатами ($\sigma_{max} \sim 0$; $\epsilon \sim 10^{-4}$ c⁻¹) в температурном интервале 1200–1100⁰C, в локальных объемах деформируемой среды под действием флуктуаций возможен структурно-фазовый переход и смена доминирующего механизма упрочнения. Линейная скоростная зависимость $\sigma_{max} = f(\epsilon)$, наблюдаемая у исследуемых сплавов позволяет предполагать, что в них возможен эффект сверхпластичности.



Рис. 2. Дисперсные выделения Cr_2N размером 5х20 нм после деформации при $T = 1000^{\circ}C$.



Рис.3. На примере сплава 04Х20Н6Г11М2АФБ изменение коэффициента скоростной чувствительности *m* при вариации температуры и скорости деформации

Расчет параметра *m*, характеризующего скоростную чувствительность напряжений, позволил выявить, что при температурах 1200° C и $\epsilon = 10^{-1}$ с⁻¹ отмечается рост его значений, можно предположить, что при данных режимах возможно появление эффекта сверхпластичности (рис. 3), которая реализуется на фоне фрагментации.

Выводы. Выявлено, что при температуре 1200° С и $\epsilon = 10^{-1}$ с⁻¹ возможно появление эффекта сверхпластичности. Показано, что упрочнение в стали 08X18H10T имеет единый дислокационный механизм, независимо от условий деформации, а в сплаве 04X20H6Г11AM2БФ процесс упрочнения имеет два последовательно сменяющих друг друга механизма.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КЛАСТЕРОВ С ПЛОТНОЙ УПАКОВКОЙ

Мясниченко В.С., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул, Россия genphys@mail.ru

Исследование особенностей строения и свойств металлических нанокластеров представляет большой интерес как для фундаментальной науки о веществе, так и для прикладных задач, таких как микроэлектроника и катализ. Результаты многочисленных экспериментов свидетельствуют о том, что наноразмерные частицы одного и того же металла могут иметь различную структуру [1-5]. При этом, можно согласиться с авторами статьи [6] в том, что с точки зрения динамики устойчивость кластеров определенной структуры на сегодняшний день практически не исследована ни в экспериментальных, ни в теоретических работах.

Настоящая работа является результатом проведенного молекулярнодинамического моделирование процесса плавления ГЦК кластеров золота и меди с плавным нагреванием от 1 К. Рассмотрено 24 различных размеров *N*. Модельные кластеры данных размеров являются представителями восьми рядов базовых многогранников [7], по три кластера в каждом ряду: усеченный ромботетраэдр УРТ (N =16, 68, 176), усеченный октаэдр УО (19, 79, 201), ромботетраэдр РТ (28, 92, 216), УО (38, 116, 260), УРТ (40, 128, 288), усеченный кубооктаэдр УКО (43, 135, 297), УО (44, 140, 314), кубооктаэдр КО (55, 147, 309).

Кластер следующего размера в каждом из перечисленных рядов получается путем добавления к кластеру текущего размера плотноупакованной оболочки из атомов. Большинство граней перечисленных базовых тетраэдрических и кубических многогранников имеют индексы нормалей (1,1,1), реже встречаются (1,0,0), детальное описание индексов плоскостей и узлов многогранников приводится в работе [7]. Для кластеров, не имеющих единого центрального атома, сумма приведенных координат атомов x + y + z является целым четным числом. В кластерах же с нечетным числом атомов (и нечетной суммой приведенных координат) всегда можно выделить центральный атом, соответствующий центру масс.

Для вычисления сил, действующих между атомами, использовался модифицированный ight-binding потенциал [8] с фиксированным радиусом обрезания – по пятой координационной сфере включительно. В данном методе общая энергия системы рассчитывается как сумма зонной энергии (вклад, отвечающий притяжению атомов) и энергии отталкивания атомов. Скорость изменения температуры U равнялась 1 пс⁻¹.

Температура в процессе моделирования определялась средней кинетической энергии атомов, которая рассчитывалась на основе скоростного алгоритма Верлета [9] с шагом по времени h = 2.5 фс. Моделирование проводилось в микроканоническом ансамбле.

Точки структурной перестройки кластеров фиксировались по скачку доли атомов с пятичастичной локальной симметрией как функций температуры. Симметрия в ближайшем окружении атома определялась с помощью метода анализа общих соседей (Common neighbour analysis) [10]. Также через каждые 100 шагов МД метода производилась визуализация трехмерной структуры кластера, и рассчитывалась функция радиального распределения g(r) атомов в нем. Полученные результаты свидетельствуют о влиянии формы поверхности металлического кластера на его термодинамическую стабильность. При этом, зависимости от формы поверхности для Au кластеров (рис. 1.*a*) и Cu кластеров (рис. 1.*b*) различны.



Рис. 1. График зависимости температуры структурно-фазового перехода в кластерах Au (*a*) и Cu (*b*) от формы кластера и его размера (n, номера в ряду)

Среди рассмотренных конфигураций кластеры меди РТ, УКО и КО формы, а также кластеры золота РТ формы выявили наименьшую температуру структурнофазового перехода с разрушением ГЦК фазы.

- 1. H.S. Lim, C.K. Ong, F. Ercolessi, Surface Sci., V. 269/270, P. 1109-1115 (1992).
- 2. J.P.K. Doye, F. Calvo, Cond.Mat., V. 28, P. 011466 (2000).
- 3. S.C. Hendy, J.P.K. Doye, Phys. Rev. B, V. 66, P. 235402 (2002).
- Ю.Н. Горностырев, И.Н. Карькин, М.И. Кацнельсон, А.В. Трефилов, ФММ, Т. 96, № 2, С. 19-29 (2003).
- 5. И.Н. Карькин, Ю.Н. Горностырев, Изв. РАН. Сер. Физическая, Т. 68, № 5, С. 668-670 (2004).
- 6. С.Д. Борисова, Г.Г. Русина, Е.В. Чулков, ФТТ, Т. 52, № 4, С. 782-787 (2010).
- 7. И.В. Лощина, М.Д. Старостенков, Фундаментальные проблемы современного материаловедения, Т. 3, № 4, С. 94-100 (2006)
- 8. F. Cleri and V. Rosato, J. Phys. Rev. B. 48, 22, P. 22-33 (1993).
- 9. T. Pang, An Introduction to Computation Physics, University Press, Cambridge (2006).
- 10. J.D. Honeycut and H.C. Andersen, J. Phys.Chem. V.91, P. 4950 (1987).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ВТ1-0 НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА

Камышанченко Н. В., Кунгурцев М. С., Кунгурцев Е. С., Печерина О. А.

БелГУ, Белгород, Россия

Известно, что одним из наиболее популярных и простых методов повышения механических и, главным образом, прочностных свойств многих сплавов является их пластическая деформация. Структура, сформированная в процессе интенсивной пластической деформации и последующей термической обработки, оказывает существенное влияние на эксплуатационные характеристики изделий, изготовленных из технически чистого титана марки BT1-0.

Данная работа посвящена исследованию зависимости прочностных и электрофизических свойств от структуры титана ВТ1-0, полученной в процессе МТО.

В работе представлены результаты исследования влияния структуры на механические и электрофизические свойства технически чистого титана ВТ1-0. Титановые заготовки при температуре 500°С подвергались прокатке на прокатном стане ВЭМ-3 СМ с остаточной деформацией 75%. Отжиг образцов производился в вакуумной печи СНВЭ 131/14 с остаточным давлением не ниже 10^{-5} Па при температурах 550, 700, 850, 900, 1000, 1050 и 1100°С в течение 15 – 30 минут в зависимости от температуры нагрева с последующим медленным охлаждением с печью в течение 10 часов.

На рис. 1 представлены фотографии макроструктуры титана в зависимости от температуры отжига.



Рис. 1. Макроструктура титана после интенсивной горячей прокатки с остаточной деформацией 75% (*a*), отжиг при 550°С (*б*); 700°С (*в*); 850°С (*c*); 900°С (*d*); 1000°С (*e*); 1050°С (*ж*); 1100°С (*s*).

В таблице 1 представлены результаты механических и электрофизических испытаний, из которых видно, что прочностные параметры и удельное электросопротивление уменьшаются с повышением температуры отжига до полиморфного превращения с одновременным увеличением среднего размера зерна.

Таблица 1.

N⁰	Темпера- тура отжи- га, °С	Размер зерна (<i>d</i>), мкм	Микро- твердость, HV	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	Удельное электро- сопротивление, мкОм*см
1	прокатка при 500°С	4.5	232	623	669	171
2	550	7.3	217	430	508	151
3	700	47.8	183	314	393	95.5
4	850	53.1	175	280	380	90.1
5	900	60.4	165	250	365	130.6
6	1000	119.3	211	355	437	266.9
7	1050	130	217	371	483	240
8	1100	136	223	383	510	255

В области температур выше температуры полиморфного превращения наблюдается обратная зависимость – увеличение размера зерна, сопровождается ростом механических и электрофизических параметров. При температуре 900°С наблюдается существенное падение прочностных характеристик с увеличением пластичности, но одновременно повышается удельное электросопротивление, что, по-видимому, связано со сменой механизмов структурообразования. Причину такого поведения прочностных характеристик и удельного электросопротивления необходимо искать в наличии специфических особенностей полиморфного превращения технического титана. В виду высокого значения теплоты при α → β превращении в начальный период происходит медленное превращение структуры α в β - структуру, что и влияет на поведение характеристик в указанной температурной области. Наконец, с повышением температуры отжига до 1100°С наблюдается повышение предела прочности, текучести и удельного электросопротивления, с образованием структуры "корзинчатого" типа (рис. 1, е). Увеличение прочностных характеристик, наблюдаемое после высокотемпературного отжига в β-фазе, может быть связано с ростом степени дефектной структуры, уровнем ее фрагментации и изменением состояния границ фрагментов. При этом характер эволюции дефектной структуры с повышением температуры отжига от 900 °C до 1100 °C различен. Об этом свидетельствуют данные измерения удельного электросопротивления. По мере роста температуры отжига значение удельного электросопротивления быстро увеличивается, затем в области температуры отжига 1050 °C резко снижается, а далее имеет место тенденция постепенного роста сопротивления.

Можно предположить, что в названной температурной области происходит динамический возврат, аннигиляция движущихся дислокаций под действием термических напряжений, что приводит к снижению эффективной плотности дислокаций.

ПРОИЗВОДСТВО ПОЛЕЗНОЙ РАБОТЫ СПЛАВОМ ТіNі И ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

Беляев С.П., Реснина Н.Н., Журавлев Р.Н.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия <u>flowglow14@gmail.com</u>

На данный момент разработаны критерии, которым должен удовлетворять сплав с памятью формы, для того чтобы повысить энергоэффективность мартенситных двигателей. В соответствии с этими критериями одной из важнейших задач является разработка режима термоциклирования, обеспечивающего максимальную работоспособность и стабильность функциональных свойств сплавов с памятью формы. Ранее было показано, что величина производимой сплавом работы определяется величинами напряжений, действующими в тактах охлаждения и нагревания. Установлено, что при данном режиме преобразования тепловой энергии в работу в каждом термоцикле в образце накапливается необратимая пластическая деформация. Это приводит к изменению геометрических размеров рабочего тела и ухудшению рабочих характеристик двигателя. Было сделано предположение о том, что минимизировать влияние пластической деформации можно при использовании симметричных знакопеременных циклов. Однако, до сих пор таких исследований проведено не было. Вместе с тем разработка оптимального режима термоциклирования, при котором функциональные свойства сплава остаются стабильными, а пластическая деформация минимальна, позволит расширить область применения сплавов с памятью формы в качестве рабочих тел тепловых двигателей, обеспечит их долговечную работу и высокую эффективность. Целью настоящей работы является исследование влияния режимов термоциклирования на стабильность функциональных свойств и работоспособность сплава TiNi с памятью формы.

В качестве объектов исследования были выбраны цилиндрические образцы из сплава Ti_{48,5}Ni_{51,5} диаметром d = 4,03мм и длиной рабочей части l = 31мм, предварительно отожженные при температуре 500°С в течение 5 часов. Калориметрические исследования показали, что после указанной термообработки, в сплаве наблюдаются при охлаждении B2 \rightarrow R \rightarrow B19' мартенситные превращения ($R_{\rm H} = 298$ K, $R_{\rm K} = 284$ K, $M_{\rm H} = 272$ K, $M_{\rm K} = 238$ K), а при нагревании B19' \rightarrow B2 мартенситный переход ($A_{\rm H} = 296$ K, $A_{\rm K} = 317$ K).

Исследование влияния термоциклирования через интервал мартенситных превращений на функциональные свойства сплава TiNi проводили в трех режимах: 1) под постоянным напряжением 15 МПа и 200 МПа; 2) в режиме несимметричного цикла (охлаждение под постоянным напряжением $\tau_{0xn} = 15$ МПа, нагревание под постоянным напряжением $\tau_{\text{нагр}} = 200$ МПа); 3) в режиме симметричного цикла, в котором знак напряжения меняли в каждом полуцикле (охлаждение под постоянным напряжением $\tau_{0xn} = |15|$ МПа, нагревание под постоянным напряжением $\tau_{\text{нагр}} = |200|$ МПа). Все экспериментальные исследования проводили в режиме кручения, что позволило исключить вклад температурного растяжения-сжатия на измеряемые величины деформации.

Полученные результаты показали, что термоциклирование в режиме несимметричного цикла приводит к уменьшению величин эффектов пластичности превращения и памяти формы. Следует отметить, что величина эффекта пластичности превращения становится отрицательной, начиная с третьего цикла, что связано с реализацией в образце эффекта обратимой памяти формы аустенитного типа за счет внутренних ориентированных напряжений. В отличие от несимметричного цикла термоциклирование в симметричном режиме не оказывает существенного влияния на функциональные свойства сплава TiNi.

Установлено, что при термоциклировании образца в несимметричном режиме величина удельной работы падает с ростом номера цикла. В симметричном режиме величина удельной работоспособности меняется слабо, начиная с третьего цикла. Важно отметить, что величина удельной работоспособности в среднем за полуцикл симметричного цикла составляет 2,2 МДж/м³, что в два раза выше, чем в несимметричном режиме.



Рис. 1. Влияние термоциклирования под постоянным напряжением 15 МПа (1) и 200 МПа (2), в несимметричном (3) и симметричном (4) режимах на величину необратимой пластической деформации в сплаве Ti_{48.5}Ni_{51.5}.

Таким образом, полученные результаты показали, что режим термоциклирования оказывает существенное влияние на стабильность функциональных свойств и работоспособность сплава TiNi. Это может быть обусловлено различием закономерностей накопления необратимой пластической деформации в процессе термоциклирования. На рис. 1 линиями 1 и 2 представлены зависимости величины необратимой пластической деформации, накопившейся в образце в ходе термоциклирования в различных режимах, от номера цикла. Видно, что при термоциклировании образца под постоянным напряжением 15 МПа и 200 МПа величина необратимой пластической деформации увеличивается (рис. 1). Термоциклирование в несимметричном цикле также приводит к монотонному накоплению в об-

разце необратимой пластической деформации (кривая 3). Важно отметить, что величина пластической деформации, накопленной за цикл в данном режиме, превосходит соответствующую величину, полученную при термоциклировании под постоянным напряжением 15 МПа и 200 МПа. Очевидно, что увеличение напряжения от 15 МПа до 200 МПа в мартенситном состоянии при T = 215 К (несимметричный цикл) приводит к большим пластическим деформациям, чем деформирование за счет эффекта пластичности превращения, инициированного охлаждением образца под постоянным напряжением 200 МПа. Именно высокие значения пластической деформации создают в образце ориентированные напряжения, которые при охлаждении инициируют эффекта пластичности превращения. Вследствие этого удельная работоспособность сплава в несимметричном режиме значительно уменьшается.

В симметричном режиме необратимая пластическая деформация накапливается в двух полуциклах в противоположных направлениях. Это приводит к тому, что зависимость величины пластической деформации от номера цикла является немонотонной, а в 21 цикле ее величина равна нулю (кривая 4). Можно предположить, что при дальнейшем термоциклировании величина накопленной в образце пластической деформации будет осциллировать около нулевого значения. Отсутствие одностороннего накопления необратимой пластической деформации приводит к тому, что параметры сплава TiNi остаются стабильными, что ,в свою очередь, обеспечивает высокую работоспособность.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 16.740.11.0248 от 24.09.2010г по Федеральной целевой программе «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ті_{40.7}Нf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅

Реснина Н.Н., Беляев С.П., Слесаренко В.Ю.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия <u>slslesarenko@gmail.com</u>

Ранее было установлено, что аморфно-кристаллические ленты сплавов с памятью формы демонстрируют необычные деформационные эффекты. В работах [1,2] показано, что такие ленты при нагреве способны восстанавливать значительные деформации, а величина эффекта памяти формы зависит от соотношения объемных долей аморфной и кристаллической фаз. В аморфно-кристаллических лентах сплава Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ был обнаружен эффект обратимой памяти формы, заключающийся в том, что предварительно деформированный сплав способен многократно обратимым образом изменять деформацию при охлаждении и нагревании. В настоящей работе исследовали влияние объемной доли кристаллической фазы и остаточной деформации на величину эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) в аморфнокристаллических лентах. Полученные быстрой закалкой из расплава аморфные ленты сплава Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ подвергали частичной контролируемой кристаллизации, что позволило получить аморфно-кристаллические образцы с различной объемной долей кристаллической фазы от 30% до 100%. Далее образцы деформировали изгибом между плоскопараллельными пластинами, разгружали и термоциклировали через интервалы мартенситных превращений.



Рис. 1. Зависимость величины эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) от остаточной деформации в аморфно-кристаллических лентах сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы (Ф)

В работе установлено, что при малых величинах остаточной деформации в образце не наблюдается эффект обратимой памяти формы (рис. 1). В тех случаях, когда при нагреве деформированного образца восстановление деформации происходит не полностью, при охлаждении в образце реализуется эффект обратимой памяти формы. Это связано с тем, что при нагревании в образце остаются поля ориентированных напряжений, сформированные в процессе деформации, которые способствуют реализации эффекта обратимой памяти формы. Для образцов с объемной долей кристаллической фазы менее 70% рост величины эффекта обратимой памяти формы с увеличением остаточной деформации сменяется ее стабилизацией на некотором уровне, зависящем от доли кристаллической фазы. Если в образце с объемной долей кристаллической фазы в 30% максимальная величина эффекта памяти формы составляет 0.2%, то в образце с 50% кристаллической фазы она превышает 1.1%. В образцах с более чем 70% объемной долей кристаллической фазы величина эффекта обратимой памяти формы растет с увеличением остаточной деформации и не достигает насыщения.



Рис. 2. Зависимость величины эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) от объемной доли кристаллической фазы в аморфно-кристаллических лентах Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅, деформированных до различных значений остаточной деформации.

В работе показано, что величина эффекта обратимой памяти формы зависит от объемной доли кристаллической фазы в аморфно-кристаллических образцах (Рис. 2). При постоянной величине остаточной деформации величина эффекта обратимой памяти формы максимальна в образце с соотношением объемных долей кристаллической и аморфной фаз 1:1. Это связано с тем, что в образце с 50% объемной доли кристаллической фазы плотность межфазных границ максимальна, а, следовательно, и ориентированные напряжения, способствующие реализации эффекта обратимой памяти формы, могут быть выше.

- 1. N.Resnina, S. Belyaev, A. Shelyakov. Martensitic transformations in amorphous-crystalline Ti-Ni-Cu and Ti-Hf-Ni-Cu thin ribbons//EPJ ST Vol.158, N.1, PP.21-26 (2008).
- Belyaev S., Resnina N., Slesarenko V. Mechanical and functional properties of amorphouscrystalline ribbons of Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ and Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ shape memory alloys // Smart Materials and Structures vol. 20, № 8, 2011

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 06МБФ И 10Г2ФТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Захарова Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Тукеева М.С.¹, НайденкинЕ.В.¹, Рааб Г.И.², Добаткин С.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, galinazg@yandex.ru

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия ³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

Исследовали влияние равноканального углового прессования (РКУП) на механические свойства и структуру низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ (Fe–1,12Mn– 0,08V–0,07Ti–0,1C, мас. %) в исходно феррито-перлитном (нормализация 30 мин. при 950 °C) и мартенситном (закалка от 1180°C в воду) состояниях и 06МБФ (Fe– 1Mo–0,1V–0,1Nb–0,06C) в исходно ферритном состоянии (закалка от 920°C 30мин. в воду и отпуск 670°C 1ч.). РКУП проводили по режиму B_C, угол сопряжения между каналами $\Phi = 120^\circ$: 4 прохода при $T = 200^\circ$ C для феррито-перлитной стали 10Г2ФТ, 4 прохода при $T = 400^\circ$ C для мартенситной стали 10Г2ФТ, 6 проходов при $T = 300^\circ$ C для стали 06МБФ.

Исходно феррито-перлитная сталь $10\Gamma 2\Phi T$ имела средний размер зерна феррита 4,2 мкм. После закалки сталь $10\Gamma 2\Phi T$ имела средний размер бывшего аустенитного зерна 20 мкм и среднюю ширину мартенситных пластин – 0,15 мкм. В исходном состоянии сталь 06МБФ состояла из феррита пластинчатой морфологии с толщиной пластин ~0,4 мкм и глобулярного феррита – 0,8 мкм. Во всех исходных состояниях наблюдали систему мелко и грубодисперсных карбидов различного состава, расположенных на границах и в теле зерен.

РКУП приводит к формированию субмикрокристаллической (СМК) структуры во всех исходных состояниях. Размер структурных элементов после РКУП составляет ~300 нм. РКУП приводит также к изменению размеров как дисперсных, так и крупных карбидов, способствует их измельчению и равномерному перераспределению в объеме материала.

Феррито-перлитная сталь 10Г2ФТ и ферритная сталь 06МБФ в исходном состоянии имели низкие пределы текучести $\sigma_{0.2} = 460 \div 480$ МПа и высокую пластичность $\varepsilon = 14 \div 18$ % (рис.1). Сталь 10Г2ФТ в мартенситном состоянии после закалки имела предел текучести $\sigma_{0.2} = 950$ МПа и $\varepsilon = 8$ %. РКУП приводит к росту пределов текучести, уменьшению пластичности и локализации пластической деформации во всех исследуемых сталях. После РКУП механические свойства сталей составляют $\sigma_{0.2} = 990$ МПа и $\varepsilon = 3,0$ % (сталь 10Г2ФТ, феррито-перлитное состояние); $\sigma_{0.2} =$ 1125 МПа и $\varepsilon = 4$ % (сталь 10Г2ФТ, мартенситное состояние); $\sigma_{0.2} = 815$ МПа и $\varepsilon =$ 6 % (сталь 06МБФ, ферритное состояние). РКУП позволяет повысить величину микротвердости сталей 10Г2ФТ и 06МБФ (Таблица). Высокие значения микротвердости и СМК структура сохраняются при отжигах вплоть до температуры 500 °C (отжиг 1 час). После отжигов выше этой температуры механические свойства падают, что свидетельствует о начале действия рекристаллизационных процессов. Эти данные подтверждаются результатами электронно-микроскопических и рентгеноструктурных исследований.


Рис.1 Влияние РКУП на кривые течения феррито-перлитной (а), мартенситной (б) стали 10Г2ФТ и ферритной стали 06МБФ (в)

	Н _μ , ГПа			
	10	06МБФ		
состояние	Феррито-перлит	Мартенсит	Феррит	
исходное сост.	1,6	3,7	2,1	
РКУП	2,9	3,9	3,3	
РКУП + отжиг 400°С	3,3	-	3,3	
РКУП + отжиг 500°С	2,8	3,4	3,0	
РКУП + отжиг 600°С	1,7	2,5	2,8	

Таблица. Влияние обработки на механические свойства сталей 10Г2ФТ и 06МБФ

При близком размере зерна после РКУП, исследуемые в работе стали характеризуются разным уровнем прочностных свойств и различной кинетикой роста зерна и изменения прочностных свойств при высокотемпературных отжигах (Таблица). Такие особенности могут быть определяться как различной морфологией структуры сталей до и после РКУП, так и различиями в карбидной подсистеме, уровне внутренних напряжений, плотности дислокаций.

В работе обсуждаются механизмы фрагментации структуры при РКУП и вклад дисперсионного твердения в высокопрочное состояние и высокую стабильность при отжигах СМК сталей 10Г2ФТ и 06МБФ.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (*MK*-43.2011.8).

МИКРО- И НАНОСТРУКТУРА ЭЛЕКТРОПЛАЗМЕННЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Папшев В.А., Лясников В.Н., Фомин А.А.

Саратовский государственный технический университет, Саратов oversway@mail.ru

В области дентальной имплантологии большое значение придается повышению эффективности приживления имплантатов в костной ткани. При конструировании дентальных имплантатов особое внимание уделяется морфологическим параметрам и состоянию их поверхности, что существенно влияет на качества биосовместимости [1]. Для повышения остеоинтеграционных свойств имплантатов широко применяются плазмонапыленные биокерамические покрытия из Ca₁₀(PO₄)₆(OH)₂ гидроксиапатита, обладающие развитой морфологией, химическим составам, соответствующей минеральной компоненте костной ткани, необходимой пористостью и высокой прочностью сцепления. Высокая температура плазменной струи вызывает изменения химического состава напыляемого порошка, а высокая скорость охлаждения напыляемых частиц при их затвердевании на поверхности основы приводит к изменениям фазового состава напыляемого покрытия. В результате происходят испарение структурной воды и фосфорных групп с поверхности частиц, а также преобразование их фазового состава с увеличением содержания аморфной фазы в покрытии и снижением уровня его биосовместимости [2]. Это связано со степенью нагрева и проплавления частиц в плазменной струе, а также скоростью их охлаждения при кристаллизации на поверхности основы. Данные процессы приводят к образованию кристаллических фаз ГА и оксида кальция, но создают нежелательный, повышенный объем фазы аморфного фосфата кальция.

Важная роль в формировании высокого качества биосовместимости и имплантации принадлежит микро- и наноструктуре слоя гидроксиапатита [3]. Целью настоящей работы является выявление способов улучшения качества структурнофазового состояния плазмонапыленных ГА покрытий за счет применения методов сканирующей электронной микроскопии с энергодиспесионным (ЭДС) анализом и рентгеновского анализа для исследования морфологии и структуры покрытий. Получение данных о характере микро- и наноструктуры покрытий является одним из главных условий производства наиболее высококачественных биоимплантатов и создания условий их наилучшего приживления.

Морфология поверхности покрытия характеризуется, главным образом, растекшимися при столкновении с основой частицами различной формы, шаровидной или разрушенной формы, а также пористой структурой. Причины формирования той или иной геометрии элементов покрытия связаны с процессами кристаллизации осажденных частиц и могут определяться дисперсностью частиц исходного порошка. Для покрытий, напыленных при одинаковых режимах, порошками дисперсностью 90 мкм, 70 мкм и 40 мкм проведена статистическая обработка размеров структурных элементов поверхности. При этом обнаружен сходный микроэлементный состав покрытий, напыленных порошками 40 мкм и 70 мкм, а покрытии, напыленном порошком 90 мкм выявлена существенная разница формы и размеров частиц.

Важным показателем соответствия синтетического гидроксиапатита минеральной составляющей кости является отношение содержания кальция к фосфору Са/Р, которое по имеющимся данным может находиться в диапазоне значений 1,37–1,77 [4]. При плазменном напылении величина отношения Са/Р, усредненная по площади поверхности, увеличивается до ≈2,4 по сравнению с исходным порошком ГА, что говорит о пониженном количестве фосфора, на отдельных участках покрытия указанная величина может достигать 5.0 и более единиц.

Данные рентгенофазового анализа показывают, что в плазменном покрытии присутствуют фаза ГА и фаза СаО, которая и вызывает снижение содержания фосфора в покрытии и увеличение значения показателя Са/Р. Снятии ЭДС-спектров на сколах покрытия позволило предположить, что этот показатель на поверхности частицы может значительно превышать его значение в объеме (табл.1).

Таблица 1. Химический состав ГА покрытия в объеме и по поверхности частицы, снятый и усредненный по площади

Участок исследо-	Содержание элементов, %				
вания	С	0	Р	Ca	Ca/P
на поверхности	21.03	31.39	12.64	34.94	2.76
на плоскости	27.00	21.94	8.66	42.39	4.89
скола					

Ранее предполагалось, что субзеренная морфология поверхности покрытия характеризует микро- и нанокристаллическое строение гидроксиапатитового покрытия [1]. Исследование же сколов покрытия показало, что морфология

поверхности частицы, как правило, не соответствует ее строению, а зерна размером 20–50 нм находятся лишь в приповерхностном слое, толщина которого определяется процессами кристаллизации осажденной частицы (рис. 1).

Результаты статистической обработки элементного состава позволяют предположить наличие более развитой гетерогенной микроструктуры ГА покрытия, напы-

ленного порошками 40 и 70 мкм, в связи с их наилучшим проплавлением. При этом порошок ГА дисперсностью 90 мкм в результате более слабого проплавления и термомеханического разрушения, вероятнее всего, формирует покрытие с большим содержанием непереплавленной кристаллической фазы ГА и меньшим количеством СаО фазы.

Выявленный на сколах частиц наноразмерный зерни-



Рис. 1. СЭМ-изображения внутренней структуры частицы покрытия, напыленного ГА покрытия при увеличениях 37 тыс. крат. (*a*), 97 тыс. крат. (*б*)

стый поверхностный слой на основании данных ЭДС-анализа рассматривается, как слой зерен оксида кальция, образующихся в результате испарения фосфора с поверхности частиц при прохождении плазменной струи, что относится к частицам покрытия различной формы.

- 1. Электроплазменное напыление в производстве внутрикостных имплантатов / Лясников В.Н., Бутовский К.Г., Лясникова А.В., Саратов: СГТУ, 2006. 200 с.
- 2. Robert B. Heimann. Thermal spraying of biomaterials // Surface & Coatings Technology, 2006.- vol. 201.- P. 2012–2019.
- 3. Фомин А.А., Лясников В.Н. Плазменное напыление гидроксиапатитовых покрытий титановых имплантатов с нагревом основы / А.А. Фомин, В.Н. Лясников // Технология металлов. - 2008. - № 9. - С. 26-29.
- 4. Данильченко С.Н.. Структура и свойства апатитов кальция с точки зрения биоминералогии и биоматериаловедения. Обзор. // Вісник СумДУ. Серія Фізика, математика, механіка, 2007.- № 2.- С. 33-59

ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПАРАДИГМЫ СТРУКТУР. Элемент шестого уровня понятий материаловедения

Михайлов С.Б., *Михайлова Н.А.

Уральский федеральный университет (УрФУ), * Уральский государственный университет путей сообщения (УрГУПС), Екатеринбург, Россия, msb@mail66.ru

В рамках развития многоуровнего системного подхода создания визуальных образов основных понятий материаловедения [1...3] были рассмотрены первые пять уровней, включающих ключевые понятия «Алгоритм материала», «Структура», «формирование и управление структурой», «Свойства» «Парадигма структуры». Дальнейшим синергетическим развитием этой последовательности, на наш взгляд, должно быть рассмотрение понятия о технологиях получения парадигмы структуры материала непосредственно в конкретной детали.

Применительно к машиностроению необходимая конструктивная прочность детали, определяется правильным учётом основных вариантов воздействий, возникающих при эксплуатации детали, её конструкцией и парадигмой структур каждой её нагружаемой области. Если в первом случае, конструктор добивается минимизации неравномерности уровней напряженного состояния в детали независимо от вида используемого материала. То во втором, технолог обязан в рамках возможностей конкретно выбранного материала, в каждой точке детали подобрать такую структуру, которая своей парадигмой обеспечила бы максимальный уровень сопротивляемости материала возникающему при работе детали спектру воздействий.

Из определения понятия о «парадигме структуры» высокая конструктивная работоспособность материала обеспечивается, при заданной трещиностойкости, максимально возможным уровнем служебного силового параметра материала. В общем случае, это предел текучести с учётом коэффициента надёжности. В специальных вариантах нагружения детали, это более низкий силовой уровень в виде предела выносливости, предела ползучести и т.д.

Следует отметить, что при силовом нагружении парадигма структуры обеспечивается введением в структуру фаз, способных реализовать микропластическое деформирование при нагрузках ниже макроскопического предела текучести анализируемого состояния материала. Такие варианты реально реализуются на различных структурных уровнях.

Так для макроскопического уровня парадигма структуры машиностроительных сталей представлена разупрочненной сердцевиной и высокопрочным состоянием поверхностных объёмов детали, скажем шестерни. В случае микроскопического структурного уровня широко применяется мартенситоаустенитные структуры в высокопрочных сталях переходного класса. Для субмикроскопического структурного состояния парадигма структуры формируется за счёт вязкой ферритной матрицы с дисперсионными включениями мартенситостареющих сталей, высокоотпущенных трубных сталей и т.д.

Для конкретной детали и выбранного материала такое сочетание создаётся, использованием набора технологических операций механотермической и термической обработки детали, обеспечивающих формирование необходимых структур в заданном участке детали. Именно этот подход является основой обсуждаемой темы, связанной шестым уровнем понятий предлагаемого систематического описания материаловедения – «технологии получения парадигмы структуры» в конкретной детали. На наш взгляд, данному вопросу, как в научной, так и в учебной материаловедческой литературе уделяется большое внимание. Однако оно реализуется в далеко не систематизируемой форме, что часто приводит у студентов к неполному пониманию вопроса.

Нередко, трансформируясь, это проявляется при восприятия базовых понятий в виде того, что в деталях используется материал в максимально упрочнённом состоянии, и что для этого необходимо применять для материала закалку. В связи с этим, часто возникает своеобразный шок, когда приходится демонстрировать, что в большинстве случаев, основной объём материала машиностроительных деталей находится в разупрочнённом состоянии, обеспечивая максимально возможную трещиностойкости. Упрочнение, в основном, реализовано только в приповерхностных объёмах детали для обеспечения износостойкости.

При этом «закалка», всего лишь термическая операция фиксации равномерного распределения легирующих элементов после целенаправленного нагрева в однофазные области, применяемая обязательно в сочетании с эффективным нагревом и последующими отогревами в зависимости от решаемой задачи по получению заданного соотношения между упрочнением и трещиностойкостью конкретного участка детали, изготовленной из конкретного материала.

В связи со сказанным, представляется целесообразным в рамках системного описания материаловедения создание отдельного шестого уровня обсуждения понятий о комплексном использовании знаний по формированию и управлению структурой, рассмотренных на предыдущих уровнях. При этом предусматривается, что пути формирования парадигмы структур на различных структурных уровнях всецело определяются химическим составом сплава и комплексом технологических воздействий для каждого участка работающей детали. Спектр этих воздействий представляет основную долю информационного поля рассматриваемого шестого уровня образа металловедения.

Таким образом, важность поставленных вопросов предопределяет формулирование целого уровня в структурном описании материаловедения и соответствующей его проработки в качественном и методологическом плане.

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

(i) - КАРТОЧКА МАТЕРИАЛА. Элемент седьмого уровня понятий материаловедения

Михайлов С.Б., *Михайлова Н.А.

Уральский федеральный университет (УрФУ), * Уральский государственный университет путей сообщения (УрГУПС), Екатеринбург, Россия, msb@mail66.ru

В рамках развития многоуровнего системного подхода создания визуальных образов основных понятий материаловедения [1...3] были рассмотрены первые пять уровней, включающих ключевые понятия «Алгоритм материала», «Структура», «Формирование и управление структурой», «Свойства» «Парадигма структуры». Наряду с представлениями шестого уровня о технологиях получения парадигмы структуры непосредственно в конкретной детали завершением синергетического развития этой последовательности, на наш взгляд, должно быть рассмотрение понятий седьмого уровня связанного с основной практической задачей материаловедения – это рассмотрение возможности использования конкретного материала для изготовления конкретной детали.

Представляется, что данное положение должно быть реализовано за счёт дальнейшего расширения информационного поля материаловедения на седьмом уровне понятий в виде привязки всего вышесказанного на предыдущих шести уровнях в «условной» форме к конкретным материалам. В связи с этим, данному информационному полю должно предшествовать обобщенное описание основных понятий материаловедения в форме раскрытия сути упомянутых шести структурных уровней.

Практическая реализация данного информационного поля должна быть осуществлена в виде условного справочника, включающего как минимум два основных раздела. В первом разделе должен быть помещён *классический перечень имеющих место материалов*, классифицированных на основе структур, встречающихся в практической деятельности на примере сплавов системы железо-углерод, сплавов специального назначения и сплавов на основе цветных металлов.

В рамках обобщенного представления каждого материала необходимо рассмотреть основные особенности формирования его структуры и типичные уровни стандартных, технологических и служебных свойств, как механических, так и физических. Роль данного раздела могут выполнять большинство существующих справочников о материалах.

При формировании второго раздела седьмого уровня понятий материаловедения необходимо учесть, что любой материал всегда выбирается и разрабатывается под конкретную деталь, имеющую характерные геометрические формы и свой набор внешних воздействий, возникающих, как при эксплуатации, так и при её изготовлении детали. В этом случае отправной точкой классификации деталей должна служить обширнейшая литература, посвящённая деталям машин и механизмов.

Далее необходимо обязательно учитывать, что каждую деталь, как правило, можно изготовить из различных материалов. Каждый из этих материалов должен быть представлен «Карточкой материала» под номером «признак детали - і ». Каждая из этих карточек должна нести информацию о материале с учётом того, что особенности свойств материала могут сказываться на геометрической форме детали и особенностях её использования

Предполагается, что формирование конкретной карточки материала должно осуществляться в той же последовательности, что и рассмотрение предлагаемых шести уровней понятий материаловедения. При этом если рассмотрение особенно-

стей понятий каждого уровня основано на принципе максимального обобщения, то при составлении «карточки материала» должен быть использован принцип конкретной информации, привязанный к составу материала, особенностям его структуры и технологий формирования «парадигмы структуры» применительно к конкретной форме и назначению детали. Предварительная информационная структура «карточки материала» представлена на схеме.

7 -		і Деталь		Воздействия на деталь			
	7-1-i		«MATEPHAJI» (-1)	Карточки материалов			
	7-2-i	Состав //маркировка//					
	7-3-i	Структура (описание и формирование)					
	7-4-i	Свойства материала детали					
	7-5-i	Парадигма структуры применительно детали					
	7-6-i	Технология получения парадигмы структуры в детали					
	7-7-i	Информация о материале (дополнительная)					

Следует отметить, что в большинстве металловедческих и машиностроительных справочниках рассматриваемый выше методологический подход присутствует, однако, на наш взгляд, он недостаточно конкретизирован и систематизирован. Так, практически в любом машиностроительном справочнике при описании конкретной детали имеется перечень материалов, из которых можно изготовить данную деталь, как правило, он очень лаконичен и полностью отсутствует информация о технологиях получения оптимальных параметров материала применительно к рассматриваемой детали. Аналогичная картина существует и в металловедческих справочниках, только в сторону перечня и особенностей изготовления деталей из конкретного материала. Всё это затрудняет выбор оптимальных материалов и технологий их изготовления.

Естественно, необходима детальная проработка конкретной структуры предлагаемой карточки материалов с первичной классификацией по деталям и вторичной в рамках детали по видам материалов, предполагаемым к использованию при изготовлении детали. Форма карточки должна обеспечить поступательный процесс накопления информации.

Таким образом, для реализации однозначного процесса конструирования новых машин и механизмов предлагается на базе синергетического иерархического семиуровнего системного подхода описания материаловедения создать информационное поле, совмещающее информацию о деталях и материалах. Предполагается, что такой подход к рассмотрению вопросов материаловедения позволит реализовать решение задачи по оптимизации материалов и технологий их обработки в более компактном и конкретизированном виде.

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

РАЗРАБОТКА СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКОГО СПОСОБА И ПРОГРАММНО-АППАРАТУРНОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ ОЦЕНКИ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Карпухин М.В.

ГОУ ВПО СамГТУ НТЦ «Надежность»,г. Самара, Россия, pnms3@mail.ru

В инженерной практике применение склерометрии началось более ста лет назад. При этом были использованы алмазные, твердосплавные, керамические и др. инденторы с помощью которых при заданной нагрузке выполнялись царапины, по ширине (и др. параметрам) которых оценивали микротвердость и некоторые другие характеристики поверхностей.

Способ склерометрирования используется для получения кинетических и термофлуктуационных характеристик деформации, которые ранее оценивались другими, трудоемкими и разрушающими методами на образцах материалов при их испытаниях на растяжение в режиме ползучести.

Повреждаемость материалов определяли путем вырезки образцов и их исследовании металлографическими методами и др.

Разрабатываемый способ и склерометрический програмнно-аппаратурный комплекс позволяют оценивать энергию активации пластической деформации, накапливаемую повреждаемость поверхностей при усталостном, радиационном и др. видах повреждений в эксплуатации или при испытаниях, а также микротвердость и пластичность.

Фотография и схема царапин приведена на рис. 1.



Рис. 1. Фотография и схема царапины.

Один из вариантов устройства рабочего блока склерометра показан на рис.1.

Оценка кинетических термофлуктуационных характеристик долговечности, как параметров базовой модели долговечности единичной связи под нагрузкой, представленно в уравнении, предложенном академиком Журковым С.Н. [1,2] и др.

$$\tau = t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right),\tag{1}$$

где t_0 –постоянная времени (порядок частоты колебаний атомов в межузлиях кристаллической решетки, ($t_0 \sim 10^{-12} \dots 10^{-13}$ сек); U_0 – энергия активации пластической деформации; γ – структурно-чувствительный коэффициент; σ – действующее напряжение; k – коэффициент Больцмана; T- температура.

Методом склерометрии будут оцениваться следующие механические и кинетические характеристики материалов. 1. Удельная энергия деформации, характеризующая пластичность материала – $U_{\text{деф}}$ – отношение работы $A_{\text{деф}}$, затраченной на деформацию объёма материала – $V_{\text{деф}}$.

$$U_{\rm vg} = A/V_{\rm geb}$$
, кДж/моль.

2. Накопленная энергия повреждаемости – $U_e(t)$. $U_e(t)$ – представляет собой $U_{\text{деф}}$ после наработки в течении времени – t (в конкретных условиях нагружения, скорости, температуры и др.).



Рис. 2. Методика оценки энергии активации пластической деформации – U₀, T₁<T₂<T₃.



Рис. 3. Пример схемы прогнозирования остаточного ресурса: 1 – участок графика накопления повреждаемости, построенный по экспериментальным данным; 2 – экстраполяция экспериментальных данных; *t*_{пр} – время исчерпания остаточного ресурса; *t*_{остат} – остаточный ресурс.

3. Энергию активации пластической деформации – *U*₀, кДж/моль.

Оценка U_0 производится для нулевого значения действующих напряжений при склерометрировании с учётом влияния температуры – T путём аппроксимации значений U(T), как это показано на рис. 2.

4. Микротвёрдость H_{μ} .

$$H_{\mu} = U_0 / \gamma.$$

5. Кинетический структурно-чувствительный коэффициент – γ, по результатам анализа системы

 $\gamma = U(T)/\sigma$, мм³/моль,

где U(T) – энергия активации разрушения при действующей температуре.

По результатам оценки накопленной энергии повреждаемости намечается прогнозирование остаточного ресурса.

Остаточный ресурс здесь будет оцениваться, учитывая линейный характер накопления повреждаемости. Экстраполяцию данных о росте энергии повре-

ждаемости намечено производить, как это показано на рис. 3.

- 1. Журков С.Н. Проблемы прочности твердых тел. Вестник АН СССР, 1957. №11. -С.78-82.
- Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. –М.: Успехи физических наук. 1970. 537с.
- Федоров В.В. Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел. Ташкент, Изд. ФАН, 1979. 526с.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОШТАМПОВАННЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Халикова Г.Р., Трифонов В.Г.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, gulnara.r.khalikova@gmail.com

Использование литых заготовок в промышленности в большинстве случаев наиболее экономично. Однако одним из главных недостатков как для традиционных процессов литья, так и для более современных – например, литья под высоким давлением, является формирование усадочной раковины и(или) пористости [1–6]. Кроме того, совокупность таких дефектов как горячие трещины и образование ликваций [2, 3], как правило, приводят к зарождению трещин в процессе эксплуатации литых деталей и, как следствие, к их поломке и выходу из строя. Поэтому были разработаны новые, более эффективные методы и подходы в процессах кристаллизации расплавов с целью повысить эксплуатационные и технологические свойства сплавов. Одним из таких методов является жидкая штамповка, которая совмещает в одной операции литье и горячую объемную штамповку [7–9].

Жидкой штамповке, главным образом, подвергаются литейные алюминиевые сплавы, преимущественно силумины, которые обладают высокой жидкотекучестью и малой усадкой. Это позволяет изготавливать детали сложной формы с довольно высокими для литейных сплавов механическими свойствами. В то же время представляет интерес использование жидкой штамповки применительно к деформируемым алюминиевым сплавам, имеющим более высокие по сравнению с литейными сплавами механические свойства.

Материал исследования – промышленный деформируемый термически упрочняемый алюминиевый сплав Д16 (Al – 4.8%Cu – 1.22%Mg – 0.76%Mn – 0.3%Si – 0.29%Fe – 0.13%Zn – 0.06%Ti), химический состав которого соответствует ГОСТ 4784 – 97.

Заготовки цилиндрической формы (Ø86×60 мм) получали жидкой штамповкой. Расплав заливали в подогреваемую штамповую оснастку, смонтированную на гидравлическом прессе ДГ 2436 усилием 4000 кН. Температура штамповой оснастки составляла 200, 300 и 400 °C и определяла скорость охлаждения расплава. Давление, приложенное к расплаву, варьировали от 10 до 705 МПа и поддерживали в течение 2,5 мин. За это время процессы кристаллизации полностью завершались.

Последующая стандартная термообработка T1 заготовок из сплава Д16 после жидкой штамповки включала нагрев под закалку в течение 2,5 ч при температуре 505 °C с последующим охлаждением в воде и искусственное старение при 195 °C в течение 12 ч.

В работе показано, что изменение температуры штамповой оснастки при всех исследованных давлениях при кристаллизации с последующей термической обработкой позволяют получить в жидкоштампованных заготовках сплава Д16 либо дендритную (при 200 °C) либо смешанную структуру (при 300...400 °C). Смешанная структура состоит из крупных дендритных кристаллов, слоя мелких рекристаллизованных зерен, формируемых на поверхности заготовок, и слоя крупных зерен с развитой субструктурой внутри, расположенного между дендритными кристаллами и мелкими рекристаллизованными зернами. Наименьший средний размер рекристаллизованных зерен ~ 13 мкм и наибольшая их объемная доля ~ 5 % наблюдаются при следующих режимах жидкой штамповки: давление 420 МПа и температура штамповой оснастки 400 °C.

Увеличение давления с 105 до 705 МПа при жидкой штамповке и повышение температуры штамповой оснастки с 200 до 400 °С приводят к двукратному уменьшению объемной доли частиц интерметаллидных фаз (CuAl₂, CuMgAl₂, Cu₂(Mn,Fe)₄Al₇ и (Mn,Fe,Cu)₃SiAl₁₂) и более однородному их распределению.

Увеличение температуры штамповой оснастки от 200 до 400 °C при жидкой штамповке приводит к росту прочностных свойств сплава Д16, обусловленному, по всей видимости, увеличением легированности твердого раствора, и к увеличению пластичности за счет уменьшения объемной доли частиц интерметаллидных фаз. С ростом давления, прикладываемого к расплаву, от 105 до 705 МПа значения прочностных характеристик сплава Д16 сначала увеличиваются из-за резкого уменьшения среднего размера равноосных дендритных кристаллов, затем снижаются из-за уменьшения объемной доли частиц интерметаллидных фаз. Жидкая штамповка при давлении 420 МПа и температуре штамповой оснастки 400 °C в сочетании с термообработкой на максимальную прочность позволяют обеспечить сочетание высоких прочностных свойств ($\sigma_{\rm B} = 455$ МПа, $\sigma_{0,2} = 365$ МПа) и удовлетворительную пластичность ($\delta = 5$ %) сплава.

- Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливки. В 2 х частях. Ч. II. Формирование макроскопического строения отливки: учеб. пособие для машиностроительных вузов по специальности «Машины и технологии литейного производства». М.: Машиностроение, 1979. 335 с.
- 2. Жевтунов П. П. Технология литейного производства. Литейные сплавы / Под ред. Н.Н. Рубцова. М.: МАШГИЗ, 1957. 431 с.
- 3. Murray M.T., Chadwick G.A., Ghomashchi M.R. Aluminum Alloy Solidification in High Pressure Die Casting // Materials Australasia, June, 1990. P. 20 23.
- 4. Ghomashchi M.R. Die Filling and Solidification of Al Si Alloys in High Pressure Die Casting // Scandinavian Journal of Metals. 1993. Vol. 22. No. 2. P. 61 67.
- Hong C.P., Shen H.F., Cho I.S. Prevention of Macrosegregation in Squeeze Casting of an Al – 4,5 Wt Pct Cu Alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 1998. Vol. 29. P. 339 – 349.
- Hong C.P., Shen H.F., Lee S.M. Prevention of Macrosegregation in Squeeze Casting of an Al – 7 Wt Pct Si Alloy // Metallurgical and Materials Transactions B. 2000. Vol. 31. P. 297 – 305.
- Chomashchi M.R., Vikhrov A. Squeeze Casting: an Overview // Journal of Materials Processing Technology. 2000. No 101. P. 1 – 9.
- 8. Chadwick G.A., Yue T.M. Principles and Applications of Squeeze casting // Metals and Materials. 1989. Vol. 5. No 1. P. 6 12.
- 9. Williams G. Squeeze Form Combines Casting with Forging // Foundry Trade Journal. 1984. February 2. P. 66 68, 70.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 В ЖИДКОШТАМПОВАННЫХ ЗАГОТОВКАХ

Халикова Г.Р., Трифонов В.Г.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия, gulnara.r.khalikova@gmail.com

В процессе жидкой штамповки, где имеет место кристаллизация под высоким давлением, в алюминиевых сплавах формируется дендритная структура [1–6]. Однако в работе [7] было показано, что в зависимости от режимов жидкой штамповки в деформируемом алюминиевом сплаве Д16 возможно формирование как дендритной, так и смешанной структуры. Последняя представляла собой слой мелких рекристаллизованных зерен, формируемых на поверхности заготовок, и слой крупных зерен с развитой субструктурой внутри них, которые расположены между дендритными кристаллами и мелкими рекристаллизованными зернами. Также в этой работе было выдвинуто предположение, что смешанная структура сформировалась в результате горячей деформации в твердом состоянии при усадке материала в процессе кристаллизации.

Поэтому цель настоящей работы заключалась в исследовании феноменологии структурных изменений в алюминиевом сплаве Д16 при горячей деформации жидкоштампованных образцов.

В качестве материала исследования был взят промышленный деформируемый алюминиевый сплав Д16 стандартного химического состава, соответствующего ГОСТ 4784 – 97.

Для описания процессов структурообразования в твердой фазе, происходящих во время жидкой штамповки, проводили осадку образцов в температурном интервале 530...460°С на машине «Schenck RMC». Истинная степень деформации составила 0,14 и соответствовала величине усадки расплава при кристаллизации. Начальная скорость деформации – $\xi = 2 \times 10^{-3}$ с⁻¹. При этом образы вырезались по направлению приложения давления на кристаллизующийся расплав из центральной (дендритная структура) и периферийной (смешанная структура) частей жидкоштампованных заготовок, полученных при температуре штамповой оснастки 400°С и давлении 420 МПа.

При температуре деформации 520°С в сплаве по границам дендритных кристаллов имеют место области с мелкозернистой структурой. При температурах 530, 500 и 460°С в дендритных кристаллах формируется субзеренная структура. По данным EBSD анализа зарождение субзерен обусловлено протекающими процессами динамической полигонизации, а именно, с формированием сеток малоугловых границ.

Мелкозернистая структура формируется по механизму непрерывной динамической рекристаллизации в результате локализации пластического течения в приграничных областях дендритных кристаллов. Такая локализация деформации происходит в результате зернограничного проскальзывания (ЗГП), что было подтверждено смещением и поворотом рисок, а также наличием «ступенек» по их границам при исследовании рельефа поверхности деформированных образцов.

Схема, описывающая формирование смешанной структуры в условиях жидкотвердого/твердого состояния представлены на рис. 1.

Под действием внешнего давления со стороны прессующего пуансона происходит деформирование закристаллизовавшихся слоев заготовки. При малых скоростях охлаждения расплава деформирование дендритных кристаллов идет одновременно с фронтом кристаллизации от периферии к центру заготовки.



Рис.1. Схема структурных изменений, происходящих в условиях жидко-твердого/твердого состояния

В процессе деформации в интервале температур 520...500 °С по границам закристаллизовавшихся дендритных кристаллов происходит локализация пластического течения в результате ЗГП. Локализация деформации в приграничных областях ведет к образованию новых малоугловых границ раздела, разбивая участки дендритного кристалла на мелкие разориентированные области. Постепенное увеличение степени деформации при кристаллизации увеличивает их разориентации, приводя, в конечном итоге, к формированию новых рекристаллизованных зерен по механизму «непрерывной» динамической рекристаллизации.

Локализация пластического течения при ЗГП на границе раздела между мелкозернистой и крупнозернистой структурами активизирует процессы рекристаллизации, в результате которой граница раздела интенсивно перемещается в сторону участка с крупнозернистой структурой.

- 1. Батышев А.И. Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. М.: Металлургия, 1990. 144 с.
- 2. Липчин Т.Н. Структура и свойства цветных сплавов, затвердевших под давлением. М.: Металлургия, 1994. 128 с.
- 3. Chadwick G.A., Yue T. M. Principles and Applications of Squeeze Casting // Metals and Materials. 1989. V. 5. № 1. P. 6 12.
- 4. Ghomashchi M.R., Vikhrov A. Squeeze Casting: an Overview // Journal of Materials Processing Technology. 2000. № 101. P. 1 9.
- Williams G. Squeeze Form combines Casting with Forging // Foundry Trade Journal. 1984. № 2. P. 66 – 68, 70.
- 6. Yue T. M, Ha H.U., Musson N.J. Grain Size Effects on The Mechanical Properties of Some Squeeze Cast Light Alloys // Journal of Materials Science. 1995. № 30. P. 2277 2283.
- Трифонов В.Г., Халикова Г.Р. Особенности формирования структуры в алюминиевом сплаве Д16 в различных условиях жидкой штамповки // Материаловедение. 2007. №7. С. 37 – 43.
- 8. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
- 9. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987. 214 с.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СПЛАВА Ni₃AI ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Скоробогатов М. С.

Рубцовский индустриальный институт (филиал) ГОУ ВПО Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, Рубцовск, Россия, skorobogatov-qt@yandex.ru

Актуальность проблемы производства наноматериалов определяется особенностью их физико-механических свойств, позволяющих создавать материалы с качественно и количественно новыми свойствами для использования на практике. Это связано с тем, что для материалов таких малых размеров приобретает большое значение квантовая механика, а это существенным образом изменяет механические, оптические и электрические свойства вещества [1].

Результаты исследования процессов фрагментации в материалах, при воздействии интенсивной пластической деформации имеют принципиальное значение, поскольку позволяют пролить свет на вопрос о природе микромеханизмов сверхпластичности [2], свойство некоторых металлов и сплавов мелкозернистой структуры в определенном диапазоне температур сильно деформироваться без разрушения или трещинообразования под действием относительно малых нагрузок. Кроме того, решение этой задачи является важным и с практической точки зрения, поскольку описание механизмов высокоскоростной сверхпластической деформации открывает новые перспективы для широкого промышленного использования нано- и микрокристаллических материалов.

В связи с этим целью настоящей работы явилось комплексное исследование методом молекулярной динамики особенностей формирования структуры, полученной в зависимости от условий интенсивной пластической деформации и геометрических параметров инструмента. Получены картины структурной трансформации сплава и рассчитаны прочностные и структурно- энергетические характеристик.

Объектом исследования является модельный сплав Ni₃Al. Атомы находятся в узлах трехмерной кубической ГЦК решетки co сверхструктурой L1₂. В качестве граничных условий задаются координаты и скорости атомов начальный В момент времени: положения начальные атомов кристаллической определены узлами решетки, начальные скорости атомов полагаются равными нулю.

Краевые условия представляют собой матрицу в виде куба, соединенную с усеченной пирамидой в нижней части. Принципиальная схема метода интенсивной пластической деформации представлена на рис.1. При деформации пуансон оказывает





непосредственное давление на обрабатываемый сплав. Фильера — это формующая часть установки, где происходит выдавливание кристалла и преобразование его в конечную форму. При моделировании процесса экструзии варьировались следующие показатели: угол сужения фильеры (10°–38°), давление пуансона.

В результате компьютерного эксперимента по моделированию процесса экструзии рассчитаны структурно-энергетические характеристики и напряжение сплава после деформации в зависимости от угла фильеры и давления пуансона. Визуализированы структурные особенности сплава в результате интенсивной пластической деформации: по изменению уровня потенциальной энергии атомов и изменению степени деформации кристалла. Визуализировано зернограчиное проскальзывание на начальной стадии моделирования. В результате экструзии модельного кристалла выявлена фрагментация не только по плоскостям, но и в объемном формате (см. рис. 2).



Рис. 2. Фрагментация кристалла в объемном формате, модельное время - 20пс, угол фильеры 30°, модельный кристалл - 48х48х48 атомов

В результате эксперимента после воздействии интенсивной пластической деформации в модельном сплаве Ni₃Al выделен домен (структурно упорядоченная область), природа его образование связана со свойствами упорядочения интерметалидов.

- 1. Р. З. Валиев, И. В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / М.: Логос. 2000. 272с.
- 2. Орлов А.Н., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Границы зерен в металлах. М.: Металлургия, 1980, 156 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФФУЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ TiNi C ТИТАНОМ

Сенкевич К.С., Князев М.И., Рунова Ю.Э., Шляпин С.Д.

«МАТИ» - Российский государственный технологический университет имени К.Э.Циолковского, Москва, Россия senkevichks@yandex.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi), обладая высокими механическими свойствами, а также особым сверхупругим поведением и эффектом памяти формы, имеют высокий потенциал применения в качестве одного из компонентов композиционных материалов или гибридных конструкций, сочетающих в себе функциональные свойства TiNi и механические свойства различных конструкционных материалов. Такие материалы получают различными способами сварки и методами порошковой металлургии.

В настоящей работе изучается возможность соединения сплава на основе TiNi (Ti-54,2 масс. % Ni) со сплавом BT6 способом диффузионной сварки. Диффузионная сварка является эффективным способом соединения сплавов на основе TiNi [1]. Возможность диффузионного соединения сплавов на основе TiNi с титановыми сплавами является в настоящий момент малоизученной. Диффузионную сварку проводили при температурах 850, 900, 950, 970 °C, в течение 15, 30, 60 минут, при давлении 10 МПа. Сварку осуществляли в установке диффузионных соединений изучали методами оптической и электронной микроскопии, анализ химического состава в зоне соединения исследовали, используя сканирующей электронный микроскоп JSM-6060A, JEOL с энергодисперсионной приставкой JED-2300. Механические свойства изучали при испытаниях листовых нахлесточных сварки и основных материалах.

Установлено, что диффузионная сварка при температурах ниже 900 °С, и времени менее 1 часа не позволяет получить сварное соединение с удовлетворительной прочностью. Сварные образцы, полученные при 850 °С в течение 1 часа, и при 900 °С, 30 минут разрушались в процессе приготовления металлографических шлифов. Металлографический анализ показал наличие в зоне сварки большого количества непроваров и пор. Это связано с низкой активностью диффузионных процессов происходящих при этих температурах, и отсутствием адгезии между свариваемыми поверхностями. Первые результаты хорошей свариваемости TiNi с BT6 получены при температуре 900 °С и времени сварки 1 час. При этом режиме сварки получено сварное соединение с переходной диффузионной зоной между свариваемыми материалами, без пор и трещин (рис. 1, a). Диффузионная зона состоит из 2 слоев, примерно одинаковой ширины.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали, что слой №1, прилегающий к сплаву на основе TiNi, по своему химическому составу соответствует соединению Ti₂Ni, а также содержит около 2 масс. % Al. Слой №2 со стороны сплава BT6, по своему. составу близок к основе сплава, но содержит пониженное количество ванадия и около 11 масс. % Ni. Структура этого слоя представлена пластинами α -фазы и (α +Ti₂Ni)-эвтектоидом. Диффузия Ni в данную зону привела к снижению температуры $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и выходу при нагреве в процессе сварки в β область, чем и обусловлено образование пластин α -фазы.

При повышении температуры сварки с 900 °C до 950 °C, и времени сварки 30 минут, наблюдается резкий рост (с 4 до 35 мкм) ширины слоя №1, при незначитель-

ном росте (с 4 до 5 мкм) слоя №2 (рис. 1, б). Это связано с повышением диффузии никеля из TiNi в сплав ВТ6.



Рис. 1. Микроструктура в зоне диффузионного соединения TiNi-BT6 после сварки при a - 900 °C, 1 ч, и $\delta - 950$ °C, 30 мин.

При дальнейшем увеличением температуры сварки продолжается расширение слоя №1 до 70 мкм. Установлено, что при этом происходит резкое снижение прочности соединения и разрушение сварных образцов при приготовлении шлифов, аналогично тому, что происходило на образцах сваренных при низких температурах. Резкое снижение прочности сварки при росте промежуточной интерметаллидной зоны является известным эффектом, описанным в ряде работ [2, 3]. Результаты механических испытаний сварных соединений на сдвиг показали, что максимальной прочностью (около 200 МПа) обладают образцы, полученные при 950°С, 30 мин. Исследование микротвердости показало, что промежуточная диффузионная зона обладает несколько повышенной твердостью по сравнению с основными материалами. Так ее твердость составляет 440 HV (слой №1) и 400 HV (слой №2), а твердость в сплаве BT6 и сплаве на основе TiNi примерно равна и составляет около 370 HV.

Таким образом, установлена возможность соединения сплава ВТ6 со сплавом на основе TiNi способом диффузионной сварки. Оптимальным режимом сварки является температура сварки 900-950 °C, и время сварки не менее 30 минут.

- 1. Сенкевич К.С., Шляпин С.Д. Исследование процесса диффузионной сварки сплавов на основе никелида титана // Сварочное производство. 2011. № 4. с. 47-50.
- 2. К. Е. Чарухина, С. А. Голованенко, В. А. Мастеров, Н. Ф. Казаков. Биметаллические соединения. Изд-во «Металлургия», 1970, 280 с
- 3. Г. В. Конюшков, Р. А. Мусин. Специальные методы сварки давлением. Ай Пи Эр Медиа. 2009. 632 с.

МОДИФИКАЦИЯ ТРИБО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЕЧЕННОГО СПЛАВА AI–Sn МЕТОДОМ РКУП

Русин Н.М., Скоренцев А.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск rusinnm@mail.ru; skoralexan@mail.ru

Сплавы системы Al–Sn широко используются в машиностроении в качестве самосмазывающихся подшипниковых материалов [1, 2], благодаря способности мягкого олова выдавливаться на поверхность трения и образовывать тонкую инертную плёнку, уменьшающую вероятность схватывания контртел при граничном и сухом трении. Существенным недостатком данных сплавов является их низкая несущая способность, обусловленная малой прочностью составляющих (Al и Sn) фаз. Задачей данного исследования являлось изучение возможности повышения трибомеханических свойств сплавов системы путём модификации их фазовой структуры с помощью равноканального углового прессования (РКУП).

Образцы для прессования получали спеканием смесей оловянного порошка ПО-2 (20 и 40 вес.%) с алюминиевыми порошками АСД-4, ПА-4, ПА-3, заметно отличающихся дисперсностью. Спекание осуществлялось в вакууме при температуре 600° С. РКУП осуществлялось маршрутом А (РКУП-А). Спечённые и деформированные образцы испытывались на сжатие и износостойкость при сухом трении по стальному диску.

Благодаря высокой пластичности исходных порошков, смеси хорошо уплотнялись прессованием. Поэтому основной целью спекания было формирование прочных связей между контактирующими алюминиевыми порошинками, образующими непрерывный каркас, содержащий включения олова. Размеры и форма последних определялась их исходной концентрацией и, главным образом, дисперсностью алюминиевого порошка. Наиболее разветвлённый и прочный каркас из алюминиевой фазы получался в случае использования порошка АСД-4. Однако на механическую прочность сплавов особенности их каркасной структуры оказывали малое влияние, тогда как износостойкость спечённых образцов из смеси ПО-2 и АСД-4 была заметно выше и не уступала литым аналогам.

При РКУП реализуется деформация по схеме простого сдвига, в результате которого пластичные структурные составляющие материала вытягиваются в направлении сдвига. Поскольку это направление не совпадает с направлением истечения материала, то структурные составляющие ещё и утоняются, стремясь расположиться в плоскости течения параллельно направлению истечения. В результате, после нескольких РКУП-А они принимают лентообразную форму, а материал приобретает слоистую структуру (рис.1).

Благодаря неизменной геометрии РКУП-А, относительная скорость уменьшения толщины слоёв с увеличением числа проходов для всех сплавов была равной. Как следствие, при равной объёмной доле компонентов, расстояние между параллельно расположенными оловянными включениями в сплавах Al-Sn становилось тем меньше, чем мельче были исходные порошки алюминия. В последнем случае, таким образом, олово на поверхности трения быстрее покроет алюминий, если перемещение трущихся контртел будет перпендикулярно их слоям, что, несомненно, благоприятно для повышения износостойкости самосмазывающихся сплавов. Испытания на трение подтвердили это предположение – сплавы Al–Sn с малым межслоевым расстоянием изнашивались медленнее.



Однако И прочность сплавов с тонкой структурой также оказалась выше, чем у сплавов с толстыми слоями олова и алюминия. Уже после первого прессования она по абсолютному значению (рис. 2) не уступала лучшим, легированным медью литым сплавам [3]. Увеличение числа проходов до 4-х привело к более, чем 2-кратному повышению износостойкости сплавов «АСД-4-ПО-2», состава И двухкратному увеличению их твёрдости.

Рис. 1. Структура спеченного сплава АСД4-20Sn после 4-х проходов РКУП-А



Рис. 2. Кривые сжатия однократно деформированных методом РКУП-А сплавов Al–20Sn. 1 – четырехкратно деформированный сплав ACД4-20Sn

Таким образом, установлено, что модификация структуры спечённых самосмазывающихся сплавов системы Al-Sn методом РКУП-А приводит к повышению их трибомеханических свойств, что позволит в будущем увеличить содержание олова и повысить задиростойкость данных подшипниковых материалов без ущерба несущей способности использующих их узлов трения.

- Y. Enomoto, T. Yamamoto. New materials in automotive tribology // Tribology Letters, 1998, No5, pp. 13-24.
- V. V. Shyrokov, Yu. I. Vasylenko, O. P. Khlopyk, M. S. Frenchko. Development of antifriction aluminum-base alloys and compositions for sliding current collectors // Materials Science, 2006, Vol. 42, No. 6, pp. 843-848.
- 3. Ю.М. Лахтин. Металловедение и термическая обработка металлов. Учебник для вузов. М., Металлургия, 1983. 360 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СТАЛЕЙ ДОЭВТЕКТОИДНОГО КЛАССА

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

* Уральский федеральный университет (УрФУ), ** Уральский государственный университет путей сообщения (УрГУПС), Екатеринбург, Россия <u>cvetkovaky@mail.ru, msb@mail66.ru</u>

На основе углублённого анализа результатов дилатометрических и термических измерений с выделением фона и компонентов эффектов истинных значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) показана возможность изучения деталей протекания фазовых превращений, преобразования и коалесценции карбидов, распределение углерода в структуре перспективных трубных материалах нефтегазового сортамента.

Освоение новых месторождений нефти и газа ставит задачу производства труб в сероводородостойком исполнении. Одной из используемых сталей является доэвтектоидная сталь 26ХМФА, стойкая к сульфидному растрескиванию под напряжением. Для получения необходимых свойств возникает потребность в назначении термической обработки, в частности длительного высокотемпературного отпуска закаленной стали, чтобы получить структуру, обеспечивающую повышенную стойкость трубной стали в сероводородсодержащих средах при эксплуатации. Для разработки этого режима термообработки необходимо знать особенности фазовых превращений в анализируемой стали.

Одним из методов выявления фазовых превращений, сопровождающихся изменением объема материала, являются дилатометрические измерения, основанные на регистрации изменений размеров образца в процессе нагрева или охлаждения [1]. Существует два методических подхода получения дилатограмм – это прямая методика (ПДЛ), когда дилатограмма непосредственно отображает изменение размеров образца, и дифференциальная методика (ДДЛ), когда дилатограмма отражает разность между тепловыми расширениями образца и эталона. Последняя методика, как правило, является более чувствительной.

В обоих случаях при регистрации температурных точек начала и конца фазовых превращений используются перегибы на дилатограммах, соответствующие превращениям [2]. В ряде случаев, такой подход может быть неудовлетворительным, поэтому возникает необходимость более углубленного анализа результатов дилатометрических исследований, в частности использование результатов расчета температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) материала образца [1]. Эта идея и была использована в данной работе на примере дилатометрических и термических измерений стали 26ХМФА.

Был использован стандартный дилатометр Шевенара [1] фирмы Amsler. Получаемые в графической форме дилатограммы оцифровывались и в дальнейшем обрабатывались на ПК в программа EXELE: Дифференциальная дилатограмма (ДДЛ) пересчитывалась в прямую (ПДЛ), на основе которой производился расчет температурного коэффициента линейного расширения ТКЛР в истинной форме, т.е. на базе двух соседних экспериментальных точек. [2]

С целью однозначной трактовки результатов дилатометрических измерений дополнительно были проведены измерения на установке дифференциального термического анализа. Установка ДТА представляет собой измерительную ячейку прибора Курнакова в сочетании с двухкоординатным планшетным автоматическим потенциометром ПДП-002.

При этом проявление эффектов ТКЛР и ДТА по температуре совпадают, в связи, с чем можно предположить, что они отражают одни и те же фазовые превращения. К ним можно отнести эффекты низкотемпературного интервала, связанные с выделением карбидов при распаде пересыщенного раствора феррита, эффекты высокотемпературного интервала связаны с карбидообразованием в феррите, включающим процесс коагуляции и коалесценции, эффекты, связанные с $\alpha \rightarrow \gamma$ превращением и растворением карбидов в аустените [3].

Важным моментом для расшифровки ТКЛР является выделение фоновой кривой ТКЛР, отражающей фундаментальные особенности теплового расширения материала. Отклонение от фоновой кривой ТКЛР позволяет выделить эффекты ТКЛР, более четко отражающие температуры начала и конца превращений. Характерно, что кривые выделенных эффектов не имеют монотонный характер изменения и могут быть представлены в виде набора монотонных кривых, группирующихся вокруг основной. Наличие подобных сателлитов, очевидно, отражает протекание нескольких дополнительных процессов, сопровождающих основной.

Следует отметить, что оптимальный режим термической обработки трубных сталей осуществляется нагревом именно в интервал, предположительно отражающий процесс коалесценции [3]. В связи с этим, более детальный анализ интервала коалесценции может дать дополнительную информацию по оптимизации высокотемпературного отпуска, обеспечивающего совместно с предшествующей термической обработкой повышенную стойкость к сероводородному охрупчиванию трубных сталей анализируемого сортамента.

Таким образом, представленные результаты, по анализу дилатограмм нагрева с расчетом истинных значений ТКЛР, могут быть дополнительной основой для оптимизации режимов термической обработки в данном случае применительно к сталям доэвтектоидного класса.

- 1. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении.: Киев, «Техніка», 1968. 280 стр.
- 2. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термокинетических диаграмм. Ч. 1. Новосибирск: Изд-во Сиб. Отд. АН СССР, 1960. - 51 с.
- 3. Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. - 494 с.
- 4. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике, справочник. М.-Л., изд-во «Энергия», 1967. 240 с.

ИК – СПЕКТРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ТИПА ВТ1-00 ОБЛУЧЕННОГО УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ АЗОТА

Муктаров О.Д., Перинский В.В., Перинская И.В., Лясников В.Н.

Саратовский государственный технический университет, г. Саратов, Россия, <u>muktarov@list.ru</u>

Вследствие того, что с момента открытия фуллеренов, нанотрубок и других углеродных структур основные усилия научного сообщества были направлены на изучение их строения и свойств, а также на изучение свойств структур, модифицированных химическими методами, вопросу взаимодействия с наноразмерными структурами ускоренных частиц не уделялось должного внимания в научной литературе [1]. В то же время это взаимодействие вызывает интерес с точки зрения как фундаментальной, так и прикладной науки.

В связи с этим задачей данной работы являлось электронно-микроскопическое исследование поверхности титанового сплава типа ВТ1-00, облученного высокими дозами ионов азота.

Методика эксперимента

В качестве материала подложек использовались полированные титановые пластины марки ВТ1-00 (ГОСТ 19807-74), размером 10х10х2 мм, образцы полировались вручную. Перед использованием в эксперименте после полировки они подвергались кипячению в растворе изопропилового спирта (ГОСТ 9805-84) и в растворе четыреххлористого углерода (ГОСТ 4-84) в течение 2 – 5 мин. в каждом растворе.

Облучение пластин проводилось ионами азота N⁺ с заданными дозами (Φ) в интервале 1000 – 10000 мкКл/см² с энергией однозарядных ионов *E* = 110 кэВ на полуавтоматической установке «Везувий-5» в вакуумной среде 4×10⁻⁵ мм рт.ст.

Ионный пучок с плотностью тока ~10 мкА/см² сканировался по вертикали и горизонтали с частотой 427 Гц. Нагрев образцов при обработке контролировался платиново-платинородиевой термопарой и, как правило, не превышал 80 °C, что гарантирует отсутствие неконтролируемого температурного воздействия.

Исследования ИК – Фурье проводились на спектрометре Nicolet-6700 с приставкой НПО (нарушенное полное отражение) в интервале 4500-550 см⁻¹.

Морфология образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) MIRA II LMU фирмы TESCAN при ускоряющем напряжении 30 кВ.



Результаты исследования



Проведенные экспериментальные исследования подтверждают два механизма изменения структуры и физико-химических свойств имплантированных материалов [6]. Можно выделить следующие основные механизмы проявления объемных наноструктурных превращений материалов:

- изменение характера взаимодействия поверхности металла с внешней средой [8];
- изменение физико-химических свойств существующих и образование новых внутренних поверхностей раздела в объеме имплантированного металла [8];
- изменение фазового и химического состава металла [9];
- радиационно-стимулированные наноструктурные превращения в объеме металла. В частности, именно с введением радиационных дефектов связывается химическая активация материалов.

Очевидно, для не очень больших доз (Φ) ионов, ионно-лучевая обработка сопровождается хорошо изученным процессом накопления радиационных дефектов, стимулирующим растяжение, увеличение энергии и возможную переориентацию химических связей вблизи дефектов и повышение химической активности материала, отмеченное в области промежуточных доз. Устойчивость атомной структуры понижается, создаются предпосылки для ее перехода в новое состояние.

Накопление и взаимодействие радиационных дефектов играет особую роль в образовании новых структурных форм. Зарождение, рост и слияние отдельных аморфизованных областей обусловлено дальнодействующим взаимодействием дефектов между собой через электрические и упругие поля напряжений. В металлах и диэлектриках такой процесс затруднен из-за сильного экранирования взаимодействия между дефектами, что может приводить к накоплению более высоких концентраций дефектов типа вакансий и возникновению специфических образований надмолекулярного уровня.

Таким образом, в процессе ионно-лучевой обработки формируется ультрадисперсная структура обрабатываемого кристалла. Именно ультродисперсность является характерным признаком лунных материалов.

В процессе имплантации соседние области (пики) торможения ионов обмениваются как собственными атомами отдачи, так и выбитыми примесями, причем, обмен между «вакансионными» и «междоузельными» пиками в количественном отношении несимметричен; происходит постепенное обеднение примесями первоначально возникших вакансионных пиков в процессе последующих обменов.

Выводы

В результате проведенных опытов и экспериментов были получены и исследованы облученные ионами азота металлические пластины технически чистого титана марки ВТ1-00.Изучены изображения сканирующий электронной микроскопии, а так же спектры ИК-Фурье, которые свидетельствуют о наличии на поверхности имплантированного титана сверхтонкого углеродного нанопокрытия также, как и при имплантации титана ионами аргона.

- 1. Матюхин С.И. Ионная имплантация: новые возможности известного метода// Известия ОрелГТУ. Серия "Естественные науки". 2003. №1-2. С.59-62.
- 2. 7. Перинская И. В., Лясников В. Н., Перинский В. В., Муктаров О.Д. Механизмы влияния ионной имплантации химически инертной примеси// Весник СГТУ. 2011. – №1 (53) выпуск 2. – С. 56-61.

АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ БЫСТРОЗАКАЛЁННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi–TiCu С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

^{1, 2}Ситников Н.Н., ¹Шеляков А.В., ¹Менушенков А.П., ³Коледов В.В.

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва ²ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва ³Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва Sitnikov Nikolay@mail.ru

В последнее время показана эффективность использования сплавов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), для создания микро устройств в различных областях техники, в частности, в приборостроении, медицине, энергетике, космических технологиях, робототехнике. Постоянно возрастающий спрос на сверхпортативную и высокоэффективную технику стимулирует разработку малогабаритных, дешёвых и быстродействующих устройств на основе таких сплавов. Для миниатюризации устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств становится актуальным получение тонкомерных материалов с эффектом обратимой памяти формы (ЭОПФ).

Особенностью сплавов системы TiNi–TiCu с большим содержанием меди является то, что при закалке методами спиннингования расплава данные сплавы могут быть получены в аморфном состоянии, а после кристаллизации с помощью термообработки они проявляют ярко выраженный ЭПФ. При частичной кристаллизации аморфных сплавов возможно получение аморфно-кристаллического состояния, которое характеризуется существенными отличительными особенностями. В то же время аморфно-кристаллический композит может быть получен непосредственно при затвердевании расплава за счет разности скорости охлаждения расплава на контактной (со стороны охлаждающего диска) и свободной поверхности ленты. Целью данной работы было исследование структуры и свойств слоистого аморфнокристаллического композита на основе сплава системы TiNi–TiCu с ЭПФ.

Для исследования был выбран сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (ат.%), обладающий высокой склонностью к аморфизации. Слитки сплава были приготовлены из сверхчистых металлов с шестикратной переплавкой в дуговой печи в атмосфере аргона. Полученные заготовки расплавлялись в кварцевом тигле в атмосфере гелия и экструдировались через узкое сопло в тигле на поверхность вращающегося медного диска, при этом скорость охлаждения расплава вблизи поверхности закаливающего диска была близка к 5·10⁵ °C/с. Параметры спиннингования расплава были оптимизированы для получения слоистого аморфно-кристаллического композита в виде тонких лент толщиной около 40 мкм и шириной 1–2 мм.

Оптические и электронно-микроскопические исследования показали, что быстрозакалённый аморфно-кристаллический композит состоит из двух слоёв (рис. 1). На внешней поверхности ленты присутствует слой кристаллической фазы системы TiNi-TiCu толщиной около 10 мкм. С контактной стороны ленты затвердевание расплава происходит с образованием аморфной фазы. Средняя толщина слоя аморфной фазы равна 29 мкм. Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что при комнатной температуре кристаллический слой на внешней поверхности ленты представляет собой ромбический мартенсит B19 (тип AuCd), в то время как слой с контактной стороны ленты является аморфным.



Рис. 1. РЭМ изображение торца быстрозакаленного аморфно-кристаллического композита сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅

Исследование температурных интервалов мартенситного превращения проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии в интервале от 20°C до 70°C со скоростью 5°C/мин. В кристаллическом слое аморфнокристаллического композита на основе сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при охлаждении наблюдается прямое мартенситное превращение (МП) B2 \rightarrow B19, а при нагреве – обратное МП B19 \rightarrow B2, при этом соответствующие критические температуры МП имеют следующие значения: $M_{\rm H}$ = 38, $M_{\rm K}$ = 36, $A_{\rm H}$ = 37, $A_{\rm K}$ = 39°C.

Исследование термомеханических характеристик аморфно-кристаллического композита проводилось посредством термоциклирования образца в интервале мартенситного превращения. Установлено, что при нагреве выше $A_{\rm H}$ кристаллический слой "вспоминает" форму, полученную в процессе спиннингования (изгибается в свободную сторону) (рис. 2). При этом в аморфном слое возникают упругие деформации, которые при охлаждении ниже $M_{\rm K}$ возвращают композит в первоначальное состояние.





Способность разработанного аморфно-кристаллического композита к обратимой изгибной деформации была использована для разработки и создания микрозахвата. В работе изготовлен макет микропинцета, состоящего из двух лент аморфнокристаллического композита, закреплённых на разделительной пластине и снабженных тонкоплёночным нагревателем (рис. 3).







Рис. 3. Внешний вид микропинцета и его зажимные части при $T < M_{\rm H}$ и $T > A_{\rm K}$.

Свободные части аморфно-кристаллического композита образуют зажимные части. Данное устройство способно совершать обратимые перемещения зажимных частей при подаче электрического напряжения на контакты тонкоплёночного нагревателя, тем самым выполняя функцию микропинцета. Размеры прототипа составляют 32x20x1,5 мм, причем зазор микропинцета может регулироваться в диапазоне от 10 до 500 мкм в зависимости от размера захватываемых микрообъектов.

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ИЗМЕРЕНИЯ НИЗКОЧАСТОТНОГО ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Шуйцев А.В.

Тульский Политехнический Университет, Тула, Россия, <u>alex.tsu2008@rambler.ru</u>

1. Большая информативность метода внутреннего трения дают возможность с высокой точностью рассчитывать подвижность точечных дефектов и коэффициенты диффузии, что позволяет изучать кинетику таких важных процессов, как отпуск, старение, возврат и т. д. Измерения внутреннего трения при термической обработке, пластической деформации, старении, облучении частицами с большими энергиями дают информацию об изменениях дислокационной структуры, распределении при-

месей, местах и форме выделения новой фазы, фазовых и полиморфных превращениях. Применение внутреннего трения позволяет прогнозировать в ряде случаев такие важные свойства высокопрочных материалов, как длительная прочность, жаропрочность, демпфирующие свойства и т. д.

2. Одной из наибольших проблем методов определения внутреннего трения является величина погрешности полученного результата.

3. Для повышения точности предлагается перейти от измерения числа колебаний к измерению времени прохождения световым лучом фиксированного расстояния 1-ого и *n*-ого колебания:

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \frac{\tau_1}{\tau_n}$$

4. Разработка и создание экспериментальной установки сопряженную с ПК для измерения времени 1-ого и *n*-ого колебания, разработка программного обеспечения.

5. Сравнение «ручного» и автоматизированного измерения внутреннего трения.

- 1. Головин С.А., Гвоздев А.Е. Физическое металловедение в Тульском государственном университете (1930-2005). Тула: ТулГУ, 2005.-128с.
- 2. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. М.: Металлургия, 1974.-352 с.
- Криштал М.А., Пигузов Ю.В., Головин С.А. Внутреннее трение в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1964. – 246 с.
- 4. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1974.-352 с.
- 5. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1987.-188 с.
- 6. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях. Справочник (под ред. Блантера М.С. и Пигузова Ю.В.). М.: Металлургия, 1991.-248 с.
- 7. Кестер В. Внутреннее трение и дефекты в металлах: Пер. с нем. М.: Металлургия, 1965.-С. 400-420.
- 8. Механическая спектроскопия металлов и сплавов / Головин С.А. Тул. гос. ун-т, Тула, ТулГУ, 2001.-56 с.
- Блантер М.С., Головин И.С., Головин С.А., Ильин А.А., Сарак В.М. Механическая спектроскопия металлических материалов. – М.: Издательство Международной инженерной академии, 1994.-254 с.
- 10. Черепин В.Т., Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев: Техника, 1968.-248 с.
- Криштал М.А., Головин С.А., Гончаренко И.А., Власов В.М. // Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей в металлах и сплавах. – Тула: изд-во ТПИ, 1969.-С. 173 – 179.
- 12. Головин С.А., Пушкар А., Микропластичность и усталость металлов. М.: Металлургия, 1980. 239 с.
- 13. Белошенко В.А., Дацко О.И. // Взаимодействие дефектов кристаллографической решетки и свойства металлов и сплавов. – Тула: изд-во ТПИ, 1969.-С. 46 – 54.
- 14. Криштал М.А., Головин С.А., Архангельский С.И. // Взаимодействие между дислокациями и атомами примесей в металлах и сплавах. Тула: изд-во ТПИ, 1969.-С. 46 54.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ СВЯЗИ ПРИМЕСЕЙ С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН ПО БИНАРНЫМ ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ

Сарычев К.Ю., Волошина М.С., Мясникова В.И.

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

Межкристаллитная внутренняя адсорбция примесей, присутствующих в твердом растворе в малых концентрациях, может существенно изменить химический состав границ и приграничных зон, их диффузионную проницаемость, избыточную энергию. Вследствие этого меняется динамика процессов, развивающихся на границах поликристаллов: хрупкой прочности, диффузионной проницаемости, коррозии под напряжением, жидкометаллической хрупкости. Склонность примеси к адсорбции на границах зерен определяется величиной её энергии связи с границами зерен.

Её можно найти из соотношения: $C_z = \frac{C * \exp(-F/kT)}{1 + C * \exp(-F/kT)}$, аналогичного изотерме

адсорбции Лэнгмюра. Здесь *F* – энергия связи примеси с границами зерен, *C* – концентрация примеси в объёме зерна, *k* – постоянная Больцмана, *T* – температура.

Экспериментальное определение величины F в силу малой ширины адсорбционной зоны затруднено, требует сложного оборудования и применимо не во всех случаях. Например, метод Оже-спектроскопии анализирует состав поверхности межзеренного излома, в случае же если разрушение по границам зерен невозможно, метод не применим.

Оценку энергии связи примесей с большеугловыми границами зерен можно получить, исходя из того, что ее ($F_{\rm ж}$) можно рассчитать по коэффициенту распределения примеси между твердой и жидкой фазами, зная наклоны кривых «солидус» и «ликвидус» на диаграмме состояния растворитель-примесь вблизи точки плавления растворителя $T_{\rm пл}$.

$$F_{\mathcal{H}} = -kT_{n\pi} \ln \left(\frac{dC_l / dT}{dC_s / dT} \right) \quad T = T_{n\pi} ,$$

где dC_l/dT и dC_s/dT – наклоны кривых «ликвидус» и «солидус» соответственно, k – постоянная Больцмана.

В приближении предельно разбавленных растворов, ход кривых «ликвидус» и «солидус» взаимосвязан, что дало возможность рассчитывать F_{π} по наклону любой из этих кривых.

$$F_{\mathcal{H}} = -kT_{n\pi} * \ln\left(1 + \frac{H}{RT_{n\pi}^2} * \frac{dT}{dC_l}\right) - \text{по линии «ликвидус», и}$$
$$F_{\mathcal{H}} = -kT_{n\pi} * \ln\left(1 - \frac{H}{RT_{n\pi}^2} * \frac{dT}{dC_s}\right) - \text{по наклону линии «солидус».}$$

Здесь *H* – молярная теплота плавления растворителя, *R* – универсальная газовая постоянная.

При малой растворимости примеси наклон линии «солидус» можно получать линейной интерполяцией между точкой, соответствующей максимальной растворимости примеси, и точкой плавления растворителя. По этой методике рассчитаны энергии связи примесей с границами зерен в Fe, Cu, Ni и Ag. Установлено, что наиболее адсорбционно активными по отношению к границам зерен в Fe являются S, B, C, P, Sn, Sb; адсорбционно активны в Ni Mg, B, Hf, Zr, Pb, Sb, C и Sn; в Cu – Bi, Se, S, Pb, Ce, Tl, Ca, P, B, Sb и Zr; в Ag на границах зерен должны концентрироваться примеси Na, Bi, U, S, As и Tl.

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА САМОВОССТАНАВЛИВАЮЩИХСЯ ПРЕДОХРАНИТЕЛЕЙ ИЗ ПОЛИМЕРНО-УГЛЕРОДНЫХ НАНОДИСПЕРСНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Домкин К.И., Недорезов В.Г.

ФГУП «НИИЭМП», Пенза, Россия, <u>ego85@mail.ru</u>

Полимерные самовосстанавливающиеся предохранители (СВП) - новейшее достижение в области защиты электрических цепей. Они представляют собой резистор из композитного материала на основе полимера, интеркалированного углеродными наночастицами. Проводимость такого материала при обычной температуре имеет перколяционный характер и определяется свойствами проводящего углеродного кластера, распределенного между цепей кристаллического полимера. При превышении значения тока выше порогового в результате внутренней теплогенерации температура материала возрастает до 120 – 125°C, что приводит к фазовому переходу полимера. В результате плавления кристаллических частиц полимера, для материалов с положительным температурным коэффициентом объем полимерного материала возрастает, что вызывает разрушение перколяционного кластера и резкое (до 10⁷ Ом) увеличение сопротивления элемента, что равносильно размыканию цепи. В момент снятия приложенного напряжения элемент автоматически переключается в исходное низко-омное состояние («самовосстанавливается»). Значение сопротивления предохранителя в проводящем состоянии составляет доли Ома, время срабатывания зависит от тока нагрузки и составляет 0,1–15 секунд, причем, чем больше ток, тем быстрее «срабатывает» предохранитель. Количество циклов переключения для самовосстанавливающихся предохранителей может достигать 3000. В настоящее время наиболее известны полимерные предохранители фирм Bourns, Wickmann, Liffelfuse и Raichem Corporation (PolySvitch). В России самовосстанавливающиеся предохранители производятся на ФГУП «НИИЭМП».

Разработка СВП возможна на основе систематических исследований электрофизических свойств композитных материалов, определения оптимальной структуры как полимерных цепей так и углеродных частиц для обеспечения эффекта «переключения» материала при повышении температуры или значения тока выше порогового.

На основе метода получения угленаполненного композита, был разработан экспериментальный технологический процесс изготовления СВП (рис. 1), состоящий из четырех этапов:

- получение угленаполненного композита;
- изготовление резистивных элементов;
- пайка выводов к резистивному элементу;
- контроль электрических параметров.

В результате проведенных экспериментальных работ на ФГУП «НИИЭМП» был разработан экспериментальный технологический процесс создания СВП. Полученные опытные образцы СВП не уступают зарубежным аналогам.



Рис. 1. Структурная схема технологического процесса изготовления СВП

Работа выполнена в рамках реализации проекта «Производство композиционных материалов на основе метода определения оптимальных размеров частиц» (Г.К. №П416 от 12 мая 2010г.) ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России (2009-2013 гг.)».

- 1. Каминская Т.П., Недорезов В.Г. Самовосстанавливающиеся предохранители на фазовом переходе / Каминская Т.П., Недорезов В.Г // Труды международного симпозиума «Надежность и качество-2006», Пенза, 2006 г.
- А.М. Гаськов, Т.П. Каминская, С.В. Подшибякин, М.Н. Румянцева, К.И. Домкин Физико-химические исследования полимерно-углеродных композиций // Журнал РАН «Перспективные материалы». Специальный выпуск (6) часть 2, декабрь 2008 М.- Интерконтакт Наука, С. 200-202.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ КРИСТАЛЛЕ

Давыдов О.В.

Пермский госуниверситет, г. Пермь, РФ bnoty45@yandex.ru

Известно, что в поликристалле каждое зерно представляет собой кристалл, обладающий присущей ему анизотропностью. Ориентировка кристаллографических осей отдельных зёрен, как правило, в поликристалле беспорядочная (рис.1,2,3,4,5).



Рис. 1.Структура образца до обработки (×100)



Рис. 1.Структура образца до обработки (×250)



Рис. 2.Структура образца до обработки (×250)



Рис. 3.Структура образца до обработки (×500)



Рис. 4.Структура образца до обработки (×1000)

Рис. 5.Структура образца до обработки (×1000)

Под действием внешних воздействий в отдельных зёрнах, в зависимости от их ориентировки, возникают упругие и пластические деформации. Отдельные зёрна,

деформируясь, воздействуют на соседние зёрна. Значит, общая деформация поликристалла, как квазиизотропного тела, является суммой деформаций отдельных зёрен.

Интенсификация эффектов ползучести и релаксация напряжений связана с целым рядом сложных физических явлений. Среди прочего эти эффекты связаны с ориентированными фазовыми превращениями, когда зародыши гидридных фаз, возникающие при насыщении металла водородом, растут по определенным кристаллографическим направлениям, которые, в первую очередь, обусловлены структурой исходного материала.

Для эксперимента использовался образец $D \approx 0.8$ мм из углеродистой стали обыкновенного качества, в котором, соответственно, содержание углерода (С) не превышает 0.6%. Также имеются небольшие, стандартные для данного материала, примеси других химических элементов. Образец был обработан физико-химическим методом по определённой технологии в течение непродолжительного времени, после чего структура излома обработанного участка исследовалась в растровом электронном микроскопе Hitachi S-3400N методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ).

При достаточно большом увеличении становится заметно изменение картины кристаллического строения образца. В первую очередь это образование вакансий, что ведёт к увеличению показателя хрупкости материала. В данном случае (рис.6,7,8,9,10), можно предположить, что возникновение дефектов происходит благодаря акту фазового превращения, который, в свою очередь, инициирует ползучесть и релаксацию напряжений.



Рис. 6.Структура образца после обработки (×100)

Рис. 7.Структура образца после обработки (×250)



Рис. 8.Структура образца после обработки (×500)





Рис. 10. Структура образца после обработки (×1000)

Очевидно, что возникающие в процессе роста зародышей внутренние микронапряжения, обусловленные как фазовым состоянием, так и межфазовым взаимодействием и влияют на динамику пластического течения, т.е. фактически способствуют возникновению необратимых изменений в структуре металлического кристалла.

Список литературы

- 1. «Механические испытания металлов» Тимошук Л.Т., изд-во «Металлургия», 1971 г., с.224;
- 2. «Математическое моделирование эволюции дислокационной структуры и пластической деформации» А.Б.Волынцев, А.Н.Шилов, вестник Пермского госуниверситета «Физика», 2008 г., вып.1(17).

ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Давыдов О.В.

Пермский госуниверситет, г. Пермь, РФ bnoty45@yandex.ru

Повышение надёжности и долговечности современных узлов машин и механизмов, работающих при высоких температурах, воздействие больших и сложных нагрузок в условиях резких колебаний температуры и абразивного износа - все эти вопросы решаются путём разработки и применения новых конструкционных материалов, отличающимися повышенными физико-механическими характеристиками, надёжностью и технологичностью. На сегодняшний день это единственный экономически оправданный путь.

Достаточно большие перспективы в решении рассматриваемой проблемы открывает способ электронно-лучевого испарения в вакууме. Совместным испарением многокомпонентных материалов и упрочняющих добавок возможно получение не только защитных покрытий, но и специальных конструкционных материалов (покрытий), способных нести часть нагрузки основного материала (каркаса).

Проблемы нанесения, с необходимой структурой, различного рода покрытий достаточно сложны и многогранны в связи с неоднозначностью механизмов нанесения и зависимостью последних от условий роста системы подложка-покрытие, со своей для каждого механизма сложной зависимостью структуры и субструктуры по-крытий от их толщины и технологических параметров процесса.

В данной работе предполагается разработка физико-химического метода получения твёрдых тонких покрытий (плёнок) неорганических материалов, а именно путём электронно-лучевого испарительного осаждения (экстракции) из расплава одного или нескольких металлов. Как известно данный метод базируется на сочетании физических процессов создания паровой фазы из компонентов данного материала испарением и процессов химического взаимодействия его в паровой фазе с другими компонентами материала, т.е. это термическое испарение и конденсация в высоком вакууме с последующей термообработкой сконденсированной фазы в соответствующей активной газовой среде.

Действительно, термическое ЭЛ-испарение и конденсация это путь оптимального достижения высокого качества заданных параметров различных покрытий и, следовательно, изделия.

В последнее десятилетие большое внимание при создании теплозащитных покрытий уделяется низкотеплопроводным керамическим материалам. Известно, что определённой проблемой становится полиморфизм некоторых диоксидов, не позволяющий использовать эти материалы в чистом виде, но исключить его можно при образовании однофазных твёрдых растворов с некоторыми оксидами.

Также видно, что в опубликованных ранее работах имеются противоречивые сообщения относительно концентраций и температур, необходимых для образования однофазной структуры в определённой системе.

Анализируя материал, можно прийти к выводу, что необходимо обеспечить точное процентное соотношение элементов связующего жаростойкого металлического подслоя-демпфера.

Ожидается, что контролируемая пористость может повысить термостойкость керамического покрытия до 10 раз.

Настоящие исследования направлены на получение путём электроннолучевого испарения и конденсации в вакууме твёрдого высокотемпературного высокопрочного износостойкого двухслойного металлокерамического покрытия, осаждаемого на подложку при высоком температурном режиме. В рамках указанной тематики используются концентрированные потоки энергии (КПЭ), к числу которых относятся потоки электронов. Поскольку электроны обладают самой малой инертной массой из всех элементарных частиц, имеющих заряд, то им можно сообщить большие ускорения, подведя соответствующую энергию, тем самым вызвав выход электронов с поверхности металла. Данная область исследований даёт возможность развития новых технологических процессов в широком диапазоне, связанных с гибким управлением энергетическими и временными потоками КПЭ. Это направление характерно относительной простотой автоматизации процессов и оптимизации их параметров при ускоряющих напряжениях в определённом «технологическом интервале». Ожидаемые результаты имеют существенное значение для инструментальной, ремонтной, горнодобывающей, нефтяной, оборонной промышленности, машиностроения, авиастроения.

- 1. «Электронно-лучевая, лазерная и ионно-лучевая обработка материалов» учебное пособие, В.Я.Беленький, В.М.Язовских, г.Пермь, 1995 г.;
- 2. «Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов»: Справочник/Н.Н.Рыкалин, А.А.Углов, И.В.Зуев, А.Н.Кокора, М.: Машиностроение, 1985 г., 496 с.;
- 3. Научно-техническое издание: «Порошковая металлургия», 2008-2010 гг..

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЧИСТОВОЙ ВЫРУБКИ

Кисиленко И.А., Попов В.М., Цветков А.В.

ЗАО «Полад» , г. Тольятти , Россия kisilenko@polad.ru

Листовая штамповка получила широкое распространение в различных отраслях металлообрабатывающей промышленности. Однако качество поверхности среза после вырубки в обычных условиях и точность размеров по контуру вырубаемых деталей часто не удовлетворяют требованиям технических условий (ТУ). Только малая часть вырубаемой поверхности имеет шероховатость, отвечающую заданным ТУ, а основная часть поверхности контура разрушается с характерными сколами и макротрещинами. Поэтому для изготовления деталей требуемого качества необходимо применять дополнительные дорогостоящие отделочные операции: зачистку в штампах, фрезерование, шлифование, слесарную доводку. Чтобы повысить производительность листовой штамповки и уменьшить себестоимость изделия, следует исключить эти операции из технологического цикла. Наиболее целесообразно получать качественную поверхность среза детали или заготовки за один технологический удар штампа. Такого результата можно достичь при использовании чистовой вырубки [2].

Чистовая вырубка является наиболее эффективным способом штамповки для достижения поставленной цели, так как обеспечивает получение высококачественных изделий за один ход пресса, исключает последующую доработку контура детали, снижает трудоемкость, сокращает потребность в универсальном оборудовании. Одним из способов чистовой вырубки является вырубка со сжатием. Принцип вырубки со сжатием заключается в максимальном повышении пластичности металла в условиях всестороннего неравномерного сжатия и разделении листа пластической деформацией сдвига на всем рабочем ходе пуансона. Вырубкой со сжатием получают детали самой различной конфигурации. Однако она не получила достаточно широкого распространения из-за отсутствия специального оборудования и рекомендаций по разработке технологических процессов и штамповой оснастки [1, 2, 4].

Так же ещё известен способ чистовой вырубки: вырубка с обжимкой, в котором вырубку производят на матрице с заваленными - притупленными режущими кромками. Линии скалывания при этом как бы образуются между уширенной частью завала кромки матрицы и пуансоном, в следствии чего вырубаемая деталь в начальный момент процесса имеет в нижней части размеры несколько больше, чем размеры матрицы. Под давлением пуансона излишек металла, проходя через матрицу, обжимается и деталь приобретает гладкую блестящую поверхность. Отход получается с затянутым вниз острым заусенцем [1]. Но и в этом способе отсутствует методика определения размеров радиусов закругления или завалов режущей кромки для каждой конкретной толщины и марки материала. Например, если взять величину радиуса или завала больше требуемой, то получим чрезмерно чистую поверхность среза вплоть до зеркальной, при этом стойкость оснастки становится не приемлемо низкой. А если величину радиуса или завала взять меньше требуемой, то получим сколы на поверхности среза.

Несмотря на то, что процесс чистовой вырубки используется более, чем в 30 странах всех континентов мира, однако он остается по-прежнему недостаточно изучен с точки зрения зависимости чистового среза от величины зазора, величины завала режущей кромки для конкретной марки и толщины материала [5]. В связи с этим очень важно знать точные параметры и условия, при которых получается срез необходимого качества заготовки или детали для различных толщин и марок мате-

риала в процессе чистовой вырубки на штампах для обычной холодной штамповки. Требуемое качество поверхности среза, а также увеличение стойкости инструмента можно получить путем определения конкретных величин завала или радиуса закругления режущей кромки пуансона или матрицы для каждой конкретной толщины и марки материала. Для достижения такого результата вырубку заготовки или детали производят с величиной зазора от 0,5 до 1 обычной вырубки для каждой конкретной толщины и марки материала, а затем полость матрицы плавно уменьшают по радиусу по мере закругления или завала кромок до зазора чистовой вырубки, таким образом, что вырубаемая заготовка или деталь на входе в матрицу вдавливается в уменьшающуюся по радиусу полость матрицы. В результате этого в очаге деформации возникают условия всестороннего неравномерного сжатия для каждой конкретной толщины и марки материала, что обеспечивает получение среза требуемого качества. Нами экспериментально установлено, что величину завала или радиуса закругления режущей кромки определяют по таблицам для различных толщин и марок материала, представленных в справочниках по холодной листовой штамповке, например, [1] (с. 84, таблица 6).

При вырубке детали из полосы заусенец должен оставаться на отходе, а вырубленный контур детали должен быть чистым и без заусенца, то в этом случае заваливают или закругляют режущую кромку матрицы. А в процессе пробивки отверстий из детали по сравнению с вырубкой, то есть, когда заусенец должен остаться на отходе металла, вырубленного из детали, и чистая поверхность здесь не обязательна, а на детали, из которой произведена пробивка, должна быть чистая поверхность среза без заусенцев, тогда пробивку отверстий в детали производят пуансоном с закругленными или заваленными режущими кромками, причем радиус закругления или завала режущей кромки пуансона выбирают по вышеизложенному методу [3].

Рассмотрим пример чистовой вырубки с обжимкой. После подачи полосы, из которой штампуют детали, в рабочее пространство штампа пуансон и прижим начинают перемещаться вниз и прижимают полосу металла к матрице. В этот момент происходит вдавливание в уменьшающуюся по радиусу матрицу непосредственно самой детали, только размером немного большим, чем окончательный размер детали. Далее при проталкивании металла пуансоном в полость матрицы происходит пластическое деформирование части отделяемой полосы металла по схеме всестороннего неравномерного сжатия. Процесс вырубки изделия заканчивается в тот момент, когда пуансон углубляется в матрицу на величину завала или закругления кромки матрицы. В этот момент движение пуансона прекращается. После отделения детали от заготовки пуансон и прижим перемещаются в обратном направлении вверх, а контрпуансон выталкивает деталь из матрицы, затем струей сжатого воздуха деталь удаляют из рабочей зоны, а полосу продвигают на один шаг подачи для осуществления следующего рабочего цикла [3]. Наибольший экономический эффект с помощью чистовой вырубки может быть достигнут при изготовлении прецизионных деталей со сложным контуром вырубки, в том числе деталей с узкими длинными выступами, зубчатых колес, реек, сегментов, сложных рычагов и т.п. Так чистовая вырубка обеспечивает большую по сравнению с механической обработкой стабильность размеров в процессе изготовления деталей, в связи с чем можно исключить ряд контрольных операций по проверке окончательных размеров, по проверке не перпендикулярности базовых отверстий боковым поверхностям детали, не параллельности торцевой поверхности зубьев базовому отверстию, радиального биения и пр. Механические характеристики листовых материалов должны удовлетворять требованиям, предъявляемым к прочности, пластичности и структуре заготовок, предназначенных для чистовой вырубки. На шероховатость поверхности среза прямо пропорционально влияет пластичность: чем выше пластичность, тем легче осуществить процесс разделения сдвигом. Высокая неоднородность структуры лис-
тового материала требует создания более высоких напряжений всестороннего сжатия и усилий деформирования, что отрицательно сказывается на стойкости инструмента. Для нормального протекания процесса чистовой вырубки характеристики материала должны соответствовать определенному комплексу свойств [2].

Описанный выше метод чистовой вырубки и определение величин завалов или радиусов закругления режущих кромок, по данным [3], внедрен в производстве штампованных деталей в ЗАО «Полад», что позволило получить чистовой срез требуемого качества на следующих выпускаемых деталях :

- 1. Ключ вакуумной тормозной системы 32483886, толщина исходной заготовки для вырубки 4 мм, сталь 65Г, двухсторонний зазор для вырубки равен 0,56 мм.
- 2. Заготовка для вилки карданного вала 2103-3401098, толщина исходной заготовки для вырубки 6 мм, сталь XB1Г, двухсторонний зазор для вырубки равен 0,8 мм.
- 3. Фланец глушителя 2108-1203017, толщина исходной заготовки для вырубки 9 мм, сталь 08Х18Т1 ГОСТ 563272, двухсторонний зазор для вырубки равен 1,2 мм.
- 4. Звено дверной петли автомобиля 2108-6106010, толщина исходной заготовки для вырубки 16 мм, сталь 20 ГОСТ 1050-88, двухсторонний зазор для вырубки равен 1,8 мм.
- 5. Звено пели двери подвижное 2108-6106018. Материал профиль 420/6106802 сталь 20 ГОСТ 1050-88.
- 6. Фланец приемной трубы глушителя 2110-1203017, материал ЭП-12807-1672, ТУ 14-11-245-88, допускается 08Х18Т1 ГОСТ 5632-83, толщина исходной заготовки для вырубки 9 мм, двухсторонний зазор для вырубки равен 1,2 мм.
- 7. Заготовка для рычага выбора передач 2110-1703061. Материал 12XH, ТУ125-1-781-2005.
- 8. Заготовка для вилки включения заднего хода 2110-1702050. Материал 12ХН, допускается изготавливать из стали 20.

Для каждой из вышеприведенных деталей были заказаны по одному комплекту оснастки с минимальным зазором между пуансон-матрицей и матрицей на одну сторону в интервале от 0,01 до 0,02 мм с допуском +0,01 мм. Минимальный зазор чистовой вырубки позволяет назначить минимальную величину радиуса закругления или завала из вышеуказанного интервала. При этом получается чистовой срез требуемого качества и уменьшается утяжка кромок, уменьшается усилие реза и повышается стойкость оснастки. Однако такие малые зазоры затрудняют сборку штампов, в связи с чем требуются рабочие высокой квалификации.

Список литературы

- 1. Зубцов М.Е. Листовая штамповка Л.: «Машиностроение», 1966, С. 84,99.
- 2. Вишневский Н.С. Технология чистовой вырубки со сжатием М. Типография ВНИИТЭМР, 1987, С. 1,2,6,8,9,12,14,32,56.
- 3. Кисиленко И.А., Попов В.М. Способ чистовой вырубки с обжимкой, патент на изобретение № RU 2 409 444 C2, заявка № 200814636/02 от 02. 12. 2008. Дата публикации заявки : 10.06.2010 Бюл. №16. Опубликовано : 20.01.2011 Бюл. №2.
- 4. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке Л.: «Машиностроение» 1971, С.30,31,32,33.
- 5. Feintool Feinschneiden Handbuch Liss- Schweiz, 1980.

СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТЬЮ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ

Филипьев Р.А., Горюшкин В.Ф.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, Filipiev@live.ru

Проблеме ползучести металлов и сплавов посвящено большое количество работ. Рассмотрение явления сопротивления металлов деформированию и разрушению основывается на учете следующих групп факторов. Во-первых, необходимо учитывать многообразие способов и механизмов деформирования и разрушения материалов, реализуемых в процессе эксплуатации машин и приводящих к различным условиям предельного состояния и различным напряжениям, определяющим это предельное состояние. В качестве примера таких механизмов можно назвать активное пластическое деформирование, мало- и многоцикловую усталость, коррозионное растрескивание, износ, фреттинг-коррозию. Следует учитывать существенную зависимость характеристик, определяющих предельное состояние при реализации всех этих механизмов, от длительности нагружения, среды и многих других факторов. Также необходимо учитывать такие особенности реальных материалов, как внешние энергетические воздействия, особое состояние поверхностного слоя материала и т.п. Кроме того, нельзя забывать о необходимости разработки методов, способных привести к варьированию свойств материалов, подвергающихся пластической деформации [1].

Способ изменения энергетического состояния образцов заключался в подключении к изолированному образцу металлических пластин из Cu и Zr с варьированием масс присоединяемых металлов. Данные металлы имеют отличную от Al работу выхода, следовательно, при их присоединении к нему возникает контактная разность потенциалов, зависящая от разницы работ выхода Al и воздействующего металла [2].

Показано, что скорость низкотемпературной ползучести технически чистого алюминия марки A85 на установившейся стадии немонотонно изменяется в зависимости от масс подключаемого металла, в частности, циркония. При подключении масс циркония до 5 г происходит уменьшение скорости ползучести относительно исходного уровня, то есть, материал упрочняется. При воздействии масс циркония в пределах 5...20 г скорость ползучести увеличивается, а затем перестает изменяться, оставаясь высокой. Следовательно, алюминий пластифицируется.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411) и гранта РФФИ № 11-08-90710-моб ст

Список литературы

- 1. Баранов Ю.В. Эффект А.Ф. Иоффе на металлах [Текст] / Ю.В. Баранов. М.: МГИУ, 2005. 140 с.
- Коновалов С.В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия / С.В. Коновалов, В.И. Данилов, Л.Б. Зуев, Р.А. Филипьев [и др.] // ФТТ. 2007. Том. 49. – Вып. 8. – С. 1389 – 1391.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ 110Г13

Тукеева М.С., Захарова Г.Г., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия, tukeeva@sibmail.com

В работе методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микроиндентирования проведены исследования микроструктуры и механических свойств (микротвердости) монокристаллов аустенитной стали 110Г13 после теплой интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД) и последующих высокотемпературных отжигов. КГД проводили в наковальнях Бриджмена при температуре $T = 400^{\circ}$ С ($T/T_{пл} \sim 0.3$) под давлением P = 5 ГПа на 1–5 оборотов. Отжиги проводили при температурах 400 ÷ 800°С в течение 1 часа.

Обнаружено, что теплая деформация кручением под давлением монокристаллов стали 110Г13 приводит к образованию высоконеравновесной фрагментированной структуры. Фрагментация происходит за счет образования грубых двойниковых пакетов, полос локализованной деформации и границ дислокационного происхождения, дополнительно стабилизированных ультрамелкодисперсными частицами карбидов Fe₃C. Карбидная фаза равномерно распределена в объеме материала и имеет средний размер ~ 5 нм. Кручение под высоким давлением при температуре 400°С способствует процессам диффузии и приводит к выделению карбидной фазы, тогда как статические отжиги при такой температуре не вызывают дисперсионного твердения монокристаллов стали 110Г13. Средний размер структурных элементов, определенных по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям, составляет 15 нм внутри и 130 нм вне полос сдвига. После теплой ИПД и отжигов помимо аустенита наблюдается α -фаза, обусловленная частичным обезуглероживанием матрицы в процессе ИПД при образовании карбидов и/или наведенным деформацией γ - α фазовым превращением.

Формирование высоконеравновесных структур при КГД сопровождается значительным ростом микротвердости от 2,5 ГПа в исходном состоянии до 8,2 ГПа после КГД на 5 оборотов. Микротвердость стали после 1 оборота увеличивается более чем в два раза (5,8 ГПа), после 2 оборотов – в три раза (7,8 ГПа) по сравнению с исходным значением, что говорит о быстром упрочнении стали за счет высокой плотности дислокаций скольжения, частиц карбидов и развития деформационного двойникования на микро- и наномасштабных уровнях.

Экспериментальные данные по влиянию высокотемпературных отжигов на микроструктуру, механические свойства, микродеформацию кристаллической решетки и размер областей когерентного рассеяния показали, что нанокристаллическая структура, сформированная в стали 110Г13 методом КГД, стабильна до температуры отжига 500°С. Этому способствует формирование сетки двойников и закрепление границ частицами карбидов. С ростом температуры отжига T > 500°С двойниковые границы деградируют, происходит рост частиц второй фазы, увеличение доли α -фазы в структуре, что сопровождается уменьшением микротвердости стали и ростом зерна.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8) и ФЦП «Кадры» (ГК №14.740.11.0707).

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кугаенко О.М., Петраков В.С., Уварова С.С., Бузанов О.А.*, Егоров В.Н.*, Сахаров С.А.*, Поздняков М.Л.**

Москва, Россия, ФГОУ ВПО Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», <u>crystalxxi@misis.ru</u> *Москва, Россия, «Фомос-Материалс», <u>buzanov@newpiezo.com</u> **Санкт-Петербург, Россия, НИИ КМ «Прометей», <u>mlpozdnyakov@yandex.ru</u>

Кристаллические элементы из лантан-галлиевого танталата (ГТЛ, La₃Ta_{0.5}Ga_{5.5}O₁₄), изоморфа лангасита, применяются в качестве чувствительных пьезоэлементов датчиков давления, работоспособных в широком диапазоне температур до 1000 °С. Цель работы заключалась в исследовании механизмов деформации хрупких [1] пьезоэлектрических монокристаллов ГТЛ и закономерностей их разрушения в условиях термомеханических и переменных механических нагрузок.

Материалом для испытаний служили монокристаллические образцы лантангаллиевого танталата Х- и Z-среза, выращенные по методу Чохральского на предприятии «Фомос-Материалс».

Исследование усталостной прочности кристаллов ЛГТ проводили в режиме циклического знакопостоянного нагружения сжатием на высокочастотном пульсаторе с электромагнитным резонансным приводом Amsler 20 HFP 5100 фирмы Zwick/Roell на образцах в виде кубиков и на пластинах разной кристаллографической ориентации с приложением нагрузки в направлении осей X и Z образца, при комнатной температуре.

Величина предела усталостной прочности исследованных кристаллов ЛГТ при комнатной температуре при симметричном циклическом нагружении сжатием с частотой около 100-150 Гц составляет 10 - 15 кH/см² (1000 – 1500 атм), при 3·10⁵ количестве циклов нагружения (без образования видимых макротрещин).

Расчет прямого продольного пьезоэфекта при циклических нагрузках при амплитудах напряжений до 20кH/см² показал, что на противоположных сторонах пластины ЛГТ Х-среза электрические поля могут достигать 70 кВ/см. При циклических воздействиях в кристалле возникает переменное электрическое поле с частотой, равной частоте циклического механического воздействия, что ведет к уменьшению энергии процесса отрыва дислокаций от центров закрепления и к движению дислокаций и определят изменение микроструктуры кристалла. Электрическое поле снижает порог развития трещин в кристаллах, приводит к перестройке дислокационной структуры и значительно снижает температуру начала пластической деформации в хрупких кристаллах.

Список литературы

1. Аронова А.М., Бережкова Г.В., Буташин А.В., Каминский А.А. Прочность и пластичность монокристаллов La₃Ga₅SiO₁₄ // Кристаллография – 1990- стр. 933

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ОТОЖЖЕННЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Жилин А.С., Токарев В.Л., Никифорова С.М., Грачев С.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, РФ zh-al@yandex.ru

Литейные инварные сплавы относятся к сплавам с особыми тепловыми свойствами. Наиболее известен сплав Fe-Ni(36%), обладающий минимальными значениями температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР). Однако литейные свойства инварных сплавов не достаточны для получения качественных отливок вследствие низкой жидкотекучести, плохой заполняемости пр и наличия большого числа несплошностей в виде раковин, пор и макро- и микротрещин. Для улучшения литейных свойств инваров применяется легирование сплавов углеродом в интервале от 0,8% до 1,5%. Углерод значительно улучшает литейные свойства инваров, обеспечивает получение качественных слитков и отливок. Однако углерод существенно увеличивает основную характеристику инвара – ТКЛР. В связи с этим были предложены режимы термообратоок, целью которых являлось перевод углерода из твердого раствора в свободный графит.

Было исследовано графитообразование в углеродсодержащих инварных сплавах на разных этапах термообработки. Показано, что наибольшее выделение углерода в виде графита происходит непосредственно при кристаллизации сплава. Углерод, выделившийся при кристаллизации, имеет довольно крупные размеры, в то время, как углерод, образующийся при гомогенизационных отжигах, является дисперсным и находится в междендритных пространствах. По своей форме углерод, образующийся в литейных инварах, относится к вермикулярной форме графита, а также образует сетчатые выделения по границам зерен аустенита.

Выделение углерода из твердого раствора сопровождается значительным снижением ТКЛР. При этом инварные сплавы имеют значении ТКЛР меньше 3,5·10⁻¹6 K⁻¹.

Отработка режимов гомогенизационных отжигов и переход от одноступенчатых к многоступенчатым отжигам позволяет дополнительно снизить значения ТКЛР. Исследования показали, что наиболее повышает ТКЛР углерод, находящийся в твёрдом растворе. Углерод в состоянии графита, хотя и повышает ТКЛР, но в гораздо меньшей степени, чем углерод, находящийся в твёрдом растворе. Одновременно с влиянием углерода на ТКЛР наблюдается его влияние на температурный интервал инварности. Углерод смещает температурный интервал инварности до 300° С. Одним из требований, применяемым к литейным инварным сплавам, является получение низких значений ТКЛР в определенных температурных интервалах: α_{20-100} ; α_{20-200} ; α_{20-300} ; α_{20-400} .

Применение углеродсодержащих литейных инварных сплавов позволяет получать сплавы с заданными значениями ТКЛР для согласования с керамикой, мягкими стеклами и другими материалами.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Грачев С.В., Жилин А.С.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, РФ, <u>zh-al@yandex.ru</u>

Релаксация напряжений в чистом виде осуществляется при условии постоянства суммарной упруго й пластической деформации, т.е:

$\varepsilon_0 = \varepsilon_{ynp} + \varepsilon_{nn} = const$

При релаксации заданного напряжения упругая составляющая деформации убывает, а остаточная пластическая деформация растет в пределе: $\varepsilon_0 = \varepsilon_{пласт}$, $\varepsilon_{ynp} = 0$. Падение релаксирующего напряжения и рост остаточной деформации в значительной степени зависят от степени стабильности структуры сплава, то есть от развития структурного механизма релаксации [1]. При этом металлический сплав ведет себя как вязкое тело с низким коэффициентом вязкости.

Известно, что релаксация напряжений в метастабильных металлических сплавах усиливается в случае протекания фазовых и структурных превращений в процессе релаксации напряжений. Показано, что усиление релаксации напряжений и рост остаточной пластической деформации проявляется, как при диффузионных (распад пересыщенных твердых растворов), так и при бездиффузионных (мартенситные превращения) фазовых превращениях. При этом, при интенсивном развитии фазовых превращений, когда роль метастабильности структуры становится определяющей, энергия активации процесса релаксации совпадает с энергией активации ведущего фазового превращения, например, процесса распада пересыщенного твёрдого раствора, что было установлено при релаксации напряжений закаленной стали 70С3ХМВА при температурах 60-200°С. Причиной усиленной релаксации напряжений в метастабильных сплавах является развитие вязкого течения в объёмах, претерпевающих фазовые превращения. Вязкое поведение метастабильных сплавов при релаксации характеризуется коэффициентом вязкости, определяемым по известной формуле:

 $\eta = G \cdot \tau$

где G – модуль сдвига, τ – время релаксации (время, в течение которого начальное напряжение снизится в e = 2,71 раз).

На примере стали У8А приведены значения коэффициента вязкости для стабильной структуры (сорбит) и метастабильной структуры (мартенсит) при температуре 300° С. Значения коэффициента вязкости для стабильных структур определены И.А. Одингом [2] путём экстраполяции и равны 15,8·10¹⁰, а в этой же стали со структурой мартенсита значение коэффициента вязкости по нашим данным составляет 4,8·10⁴. То есть на шесть порядков меньше, чем коэффициент вязкости стабильной структуры.

При переходе от углеродистой стали У8А со структурой мартенсита к более легированной стали 70С2ХА, в которой процессы отпуска замедлены, коэффициент вязкости увеличивается, по крайней мере, на порядок и составляет величину 2,4·10⁵. Таким образом, релаксацию напряжений в сплавах с метастабильной структурой можно рассматривать, как один из видов сверхпластичности метастабильных металлический сплавов.

Список литературы

- 1. Грачев С.В. О структурном механизме релаксации напряжений в метастабильных сплавах // МиТОМ. 2005. № 7.
- 2. Одинг И.А. Интерпретация коэффициента вязкости металлов // Известия АН СССР, ОТН. 1947. № 12.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ГОМОГЕНИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7050

Гриненко М.А., Черепанов Г.А., Московских О.П., Грачев С.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, РФ zh-al@yandex.ru

Сплав 7050 относится к высокопрочным алюминиевым сплавам на базе Al–Zn– Mg–Cu типа сплава B-95. К особенностям этого сплава относятся дополнительные добавки циркония в количестве 0,10–0,15%. Введение циркония имеет цель создание пересыщенного твердого раствора в процессе кристаллизации и выделение из него высокодисперсных частиц Al₃Zr размером порядка 10-100 нм при отжиге.

Хим. состав (в мас.%) изученного сплава 7050: 6,2–Zn; 2,3–Mg; 2,3–Cu; 0,10– Zr; 0,5–Ti; 0,08–Fe; 0,02–Mn; 0,01–Cr; 0,01–Ni; ост. Al. Был выполнен термический анализ сплава 7050 при нагреве и показано наличие двух эндотермических пиков относящихся к легкоплавким эвтектикам. Анализ литературных и собственных данных показал, что более низкотемпературная эвтектика состоит из фаз: α_{A1} + MgZn₂ + Al₂CuMg, в интервале температур 480–490° С плавится эвтектика α_{A1} + Al₂CuMg. При этом температура неравновесного солидуса равна 630° С, а неравновесного ликвидуса 644° С. На термограмме сплава 7050 так же отмечен небольшой эндотермический пик при 545° С, природа которого не установлена.

При отжиге сплава 7050 выше 480° С 12часов в структуре сплава обнаруживаются микропоры, расположенные по границам твердого раствора и входящие в состав эвтектики. При переходе на двухступенчатый режим отжига 460°С 22 часа + 480°С 6 часов пористость сплава 7050 сохраняется.

Порообразование при кристаллизации и отжиге алюминиевых сплавов обнаруживается и в других группах сплавов. Единый механизм порообразования еще не разработан. Одной из причин образования пор при кристаллизации и отжиге является плавление и кристаллизация легкоплавких эвтектик, при котором идет уменьшение объема и «лишний» объем образует поры. При этом имеется в виду избирательное растворение эвтектик и изменение их состава, как по объемной доле фаз входящих в эвтектику, так и по их объемному эффекту при кристаллизации. Другой причиной образования пор является изменение свойств эвтектики её охрупчивание и выкрашивание при изготовлении шлифов. Однако при правильном режиме гомогенизационных двухступенчатых отжигов удается подобрать режимы практически не вызывающие порообразования.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОЦЕСС НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА АТМОСФЕРЫ

Семенова Л.М¹, Бахрачева Ю.С.², Семенов С.В.³

¹Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия ²Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Волгоградский филиал, Волгоград, Россия, <u>bakhracheva@yandex.ru</u> ³Волжский политехнический институт, Россия, филиал ВолгГТУ,

Волжский, Россия

Несмотря на большие достигнутые успехи в области повышения комплекса свойств современных материалов проблема повышения прочности диффузионных поверхностных слоёв с сохранением ими необходимой вязкости остаётся актуальной и требует нетрадиционных решений.

Для повышения комплекса требуемых свойств, в частности, используются процессы химико-термической обработки с повышенным содержания азота в нитроцементуемом слое. Одним из возможных способов достижения этого является использование нелинейно неравновесных состояний, например, изменение расходов технологических газов. Откликом системы на это воздействие будет изменение её внутренних процессов. При этом существенно изменятся многие характеристики системы: количество элементов, поступающих из атмосферы в металл, растворимость углерода, азота и легирующих элементов в аустените, произойдёт усложнение потоков диффундирующих атомов и повышение в аустените плотности дефектов кристаллического строения. В результате внутренних процессов будет происходить изменение общей концентрации диффундирующих элементов в диффузионном слое и их распределение между фазами, что приведёт к структурным изменениям, возникновению внутренних напряжений и их частичной релаксации, генерации дислокаций и неравновесных вакансий.

Целью данной работы было изучение влияния легирующих элементов и повышенного содержания азота (до 2%) на процесс формирования нитроцементованных слоёв.

Исследовались конструкционные стали (20Х, 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХГНР), широко применяющиеся в промышленности. Исследование структуры диффузионных слоёв проводили с использованием металлографического, электронномикроскопического, фазового электронографического и рентгеноструктурного анализов.

Анализ строения нитроцементованных слоев исследуемых сталей показал образование в структуре тонкодисперсных выделений нитридов размером порядка 10– 20 нм и менее, зон предвыделений типа Гринье-Престона количество которых увеличивается с повышением содержания азота в упрочненном слое от 0,3 до 1,0%.

В связи с этим представляет интерес рассмотрение кинетики высокотемпературной нитроцементации с повышенным содержанием азота с позиций механизма внутреннего азотирования. Необходимым условием протекания процесса по подобной кинетике является низкая растворимость элемента внедрения в твердом растворе, содержащем нитридообразующие элементы. Термодинамический анализ процессов взаимодействия нитроцементованных атмосфер с легированным аустенитом. Включал в себя расчеты изменения растворимости легирующих элементов внедрения (Cr, Mn, Mo и др.) на границе фаз аустенит-нитрид. В частности для хрома расчет показывает, что если под влиянием этого элемента растворимость азота на границе с є-нитридом повышается, то на границе со специальным нитридом CrN существенно снижается. Наиболее интенсивное снижение растворимости наблюдается под воздействием таких сильных нитридообразующих элементов, как например, алюминий и титан. Таким образом, в случае легирования такими элементами как хром, ванадий. Титан и другие принципиально возможен расчет кинетики насыщения аустенита азотом по механизму внутреннего азотирования.

Из проведенных исследований установлено, что хорошая и удовлетворительная сходимость по глубине залегания нитридов CrN наблюдается в случае высоких концентраций азота, углерода, легирующих элементов, снижения температуры закалки до 850 °C. При содержаниях углерода 0,5-0,6% и азота 0,8-2,0% данные замеров глубины расположения нитридов хрома ближе к расчетным по уравнению внутреннего азотирования при высоких концентрациях легирующего элемента, снижения температуры закалки и увеличения времени нитроцементации. Это можно объяснить тем, что с увеличением содержания концентрации азота, углерода и легирующих элементов в твердом растворе, снижением температуры закалки, увеличением времени химико-термической обработки ведут к значительному усилению процессов расслоения с дальнейшим выделением нитридов в изолированную фазу.

Если предположить, что кинетика образования нитридов аналогична кинетике внутреннего азотирования феррита, то сначала должны происходить процессы расслоения твердого раствора с образованием смешанных сегрегаций (по типу ГП-зон) из атомов легирующих элементов и атомов внедрений. Эти сегрегации в дальнейшем за счет коагуляции и генерирования дислокаций при длительных выдержках ведут к образованию дисперсных зародышей нитридов. Нитриды, в свою очередь, за счет коагуляции и сфероидизации вырастают в достаточно крупные образования до 1,5 мкм. Причем, как убедительно показывают данные металлографического анализа они обнаруживаются во всем объеме зерен, а не только по границам. Однако тот факт, что не весь легирующий элемент, в частности хром, содержится в нитридах говорит о том, что в процессе расслоения только часть легирующего элемента идет на образование выделений, примерно 1/3 части содержится, видимо в сегрегациях.

На сталях 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХНЗА, 20ХГНР наблюдается различия в количественных соотношениях азота и легирующего элемента в фазах. Это свидетельствует о том, что никель в сталях 20ХНЗА, 20ХГН, повышая термодинамическую активность азота и углерода, снижает эффективную концентрацию этих элементов в твердом растворе. В связи с этим уменьшаются пресыщения, приводящие к расслоению.

Проведенные исследования показывают, что кинетика роста нитроцементованных слоев с повышенным содержанием азота достаточно сложна и многообразна, зависит от уровня азота и углерода, типа легирования, температуры закалки, времени химико-термической обработки. При пересыщении стали азотом кинетика характеризуется, видимо, гомогенным расслоением твердого раствора наряду с гетерогенным зарождением специальных нитридов, обладающих малой склонностью к росту и коагуляции.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИИ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ

Семенова Л.М¹, Бахрачева Ю.С.², Семенов С.В.³, Стекольникова Е.Ю.¹

¹Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия ² Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Волгоградский филиал, Волгоград, Россия, <u>bakhracheva@yandex.ru</u> ³ Волжский политехнический институт, Россия, филиал ВолгГТУ,

Волжский политехнический институт, Россия, филиал ВолгI ТУ, Волжский, Россия

Для решения задач поверхностного упрочнения материала стальных изделий может быть применена химико-термическая обработка (ХТО). Эффективность такой обработки определяется совокупностью ряда технологических параметров (температуры и продолжительности процесса насыщения, состава и активности насыщающей среды, наложения в процессе насыщения различных методов воздействия – ультразвука, давления, вакуума и т.д.) и влияния этих параметров на механизм и кинетику формирования состава и строения диффузионного слоя и, следовательно, на формирование комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств материала упрочняемых изделий.

Учитывая, что большинство традиционных технологий XTO осуществляется при длительной изотермической выдержке, наиболее важной задачей технологии процессов поверхностного насыщения при XTO является интенсификация самой медленной стадии процесса – диффузионного насыщения. Не менее важной задачей является и обеспечение высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств упрочняемого материала. Одним из способов решения подобных задач является химико-термоциклическая обработка (ХТЦО). Принципиальным отличием данного метода от традиционных изотермических является то, что в процессе диффузионного насыщения осуществляется циклическое изменение температуры материала, т.е. термоциклирование сталей в интервале температур полных или частичных фазовых превращений или без них, в зависимости от способа XTO.

В данной работе изучен механизм процесса формирования диффузионного слоя на примере ниртоцементации при термоциклическом воздействии на материал (стали) в процессе насыщения, с целью оптимизации состава и строения диффузионного слоя. Для таких химико-термических процессов лимитирующей стадией является диффузия, и поэтому оценка коэффициентов диффузии позволяет судить об эффективности выбранного метода поверхностного упрочнения деталей машин и механизмов.

Исследовалось влияние изменения температуры и числа циклов на распределение углерода и азота по толщине диффузионного слоя и формирование структурных участков в зависимости от содержания углерода при термоциклической нитроцементации (ХТЦО) стали 20Х в интервале 900 – 600⁰ С. Было выполнено два режима с числом циклов 5 и 9. Для сравнения выполнялся классический режим при постоянной температуре, время нитроцементации которого совпадало со временем выдержки при верхней температурной границе за циклов.

Полученные данные показывают значительное отличие строения диффузионного слоя при термоциклическом воздействии от классического процесса нитроцементации при постоянной температуре. Экспериментальная кривая по распределению азота изменяется несущественно с изменением числа циклов.

На практике в случае однокомпонентной диффузии коэффициент диффузии определяется на основании результатов химического или спектрального анализа о

распределении концентрации внедряемого элемента в диффузионном слое путем решения уравнения диффузии Фика при заданных граничных условиях, которое для одномерного случая может быть представлено в виде

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} , \qquad (1)$$

где: *С* – концентрация внедряемого элемента; *D* - коэффициент диффузии элемента; *x* – путь диффузии элемента; *t* – время диффузии.

В случае многокомпонентной диффузии это уравнение принимает вид

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = \sum_j D_{ij} \frac{\partial^2 C_j}{\partial x^2}$$
(2)

То есть коэффициенты диффузии D_{ij} имеют матричную форму. Знание коэффициентов диффузии позволяет получить дополнительную информацию о механизме внедрения элементов.

В литературе подобные решения для системы железо-углерод-азот практически отсутствуют. Другими словами, процесс нитроцементации представляется как математическая сумма двух независимых процессов – цементации и азотирования. Однако существует мнение, что в аустените (твердом растворе углерода в γ-железе) углерод и азот вытесняют друг друга и тем самым повышают свою термодинамическую активность. Решение уравнения (2) при выбранных граничных условиях осуществлялось сравнительно для четырех участков, отличающихся наклоном кривой и градиентом концентраций элементов по толщине слоя для всех изучаемых режимов (таблица 1).

Режим	Коэффициенты диффузии углерода в нитроцементованной стали, $D \cdot 10^{-11}$, м ² /с			
	Участок 1	Участок 2	Участок 3	Участок 4
девять циклов	1,45	0,74	0,69	0,54
пять циклов	0,87	0,68	0,33	-
изотермическая нитроцементация	0,41	0,41	0,41	0,41

Таблица 1. Данные для расчета коэффициентов диффузии углерода

Анализ полученных данных показывает, что эффективные коэффициенты диффузии углерода при термоциклической нитроцементации имеют большие значения, чем при обычном процессе, т.е. циклическое изменение температуры ускоряет процесс диффузии углерода при нитроцементации.

В результате термоциклического воздействия на материал диффузионная подвижность атомов насыщения в стали возрастает в 2,5–3 раза. Анализ причин ускорения диффузионных процессов при термоциклическом воздействии позволяет сделать вывод о совместном влиянии следующих факторов: измельчения зерна стали, степени прохождения фазовой перекристаллизации при циклических нагревах и охлаждениях, возникновения внутренних напряжений и их релаксации за счет фазовой и структурной дилатации, изменения плотности дефектов кристаллического строения материала и термодиффузии, обусловленной наличием градиента температур по сечению изделия при термоциклировании.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Зайцев Д.В.¹, Григорьев С.С.², Панфилов П.Е.¹

¹ Уральский Федеральный Университет, ЦКО, Екатеринбург, Россия ² Уральская Медицинская Академия, Екатеринбург, Россия Dmitry.Zaitsev@usu.ru

Человеческие зубы обладают уникальным строением и свойствами, что позволяет им продолжительное время функционировать под действием постоянных нагрузок в условиях агрессивной среды полости рта. Основную массу зуба составляет дентин, который располагается в центре и поддерживает вышележащую эмаль - самую твердую ткань человеческого организма. Изучение взаимосвязи между микроструктурой и прочностными свойствами этих твердых тканей может открыть возможность создания нового класса функциональных материалов. Естественно, что подобная информация будет полезна и для стоматологии в перспективе разработки реставрационных материалов и выборе тактик лечения. Целью настоящей работы являлось изучения механического поведения дентина и эмали в условиях одноосного сжатия. Механические испытания выполнялись на разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN. Исследования микроструктуры проводили методами оптической (металлографический микроскоп МИМ-8М (на отражение) и биологический микроскоп МБИ-6 (на просвет)) и электронной микроскопии (сканирующий микроскоп JEOL и просвечивающий микроскоп JEM-200СХ). Основным структурным JSM-6490 элементом дентина являются дентинные каналы, диаметром ~ 5мкм, со стенками из высокоминерализированной ткани. Межканальцевое вещество состоит из монокристаллов апатита кальция, диаметром 10÷50нм, и коллагеновых волокон, диаметром 50÷100нм. Эмаль по своей структуре напоминает дентин, она состоит из плотноупакованных эмалевых призм, диаметром ~ 5мкм, но является более минерализированной. Призмы в свою очередь состоят из палочкообразных кристаллов гидроксиапатита, длиной до 100мкм и диаметром 80÷130нм. Механические испытания дентина на сжатие показали, что он является высокоупругой и пластичной прочной тканью. Причем его свойства зависят от отношения "диагональ-высота". С уменьшением отношения до 0,4 упругость, пластичность и прочность снижаются до значений ε_{упр}~1,5%, ε_{пласт}~2% и σ_В~330МПа, а при увеличении этого отношения до 9,8 они увеличиваются до є_{упр}~40%, є_{пласт}~16% и σ_в~820МПа, соответственно. При постоянном отношении, разница в линейных размерах образцов не сказывается на их механических свойствах. Эмаль зубов человека, как и дентин, является упругой прочной тканью, способной к пластической деформации. Однако при одинаковой прочности, она уступает ему в два раза по упругости и в четыре раза по пластичности. Рост магистральной трещины в дентине и эмали происходит за счет слияния с порообразными трещинами, зарождающимися в пластической зоне перед вершиной, в которой наблюдается интенсивное утонение образца. Кроме того, за счет своей пластичности дентин способен более эффективно подавлять рост трещин, чем эмаль.

Исследования, частично поддержаны Минобрнауки РФ (# 2.2.2.2/5579) и гранта АФГИР США (# RUXO-005-EK-06/ BG7305; # RUXO-005-EK-06/ BG4M05).

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ ПЛОМБИРОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ

Зайцев Д.В.¹, Ивашов А.С.², Мандра Ю.В.²

¹ Уральский Федеральный Университет, ЦКО, Екатеринбург, Россия ² Уральская Медицинская Академия, Екатеринбург, Россия Dmitry.Zaitsev@usu.ru

При нарушении целостности твердых тканей человеческих зубов, реставрационная стоматология позволяет восстановить их внешний вид и функцию. Время эксплуатации зуба после этой процедуры определяется совместимостью свойств используемых материалов со свойствами зуба. Совпадение механических свойств является одним из основных, так как в противном случае, при пережевывании, вместе их соединения будут возникать напряжения, что может привести к разрушению. На сегодняшний день наиболее распространенные пломбировочные материалы, изготавливаются из наполненных полимеров. В качестве модельных материалов были выбраны нанокластерный композит Filtek Ultimate 3M ESPE (USA), используемый в прямых методах (реставрация создается непосредственно в полости рта пациента) и микрогибридный композит с керамическим наполнителем GradiaInderect (GC dental, Japan), используемый при непрямых методах (реставрация предварительно изготавливается в лабораторных условиях, а потом фиксируется на зубе). Целью настоящей работы является сравнение механического поведения при одноосном сжатии модельных реставрационных материалов с дентином человека, как по отдельности, так и при их соединении с дентином. Также в работе изучается зависимость прочностных свойств модельных реставрационных материалов в зависимости от температуры полимеризации. Механические испытания проводились на разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN, при комнатных условиях. Показано, что при повышении температуры полимеризации от комнатной (24° C) до 55° C происходит увеличение модуля Юнга и предела прочности, хотя изменения являются несущественными, при дальнейшем повышении температуры до 100°C, прочностные характеристики материалов не изменяются. Модуль Юнга (5,40±0,21ГПа) и предел прочности (480±27МПа) Filtek Ultimate 3M ESPE (55[°]C) был сравним с характеристиками для дентина 5,46±0.35ГПа и 406±25МПа, соответственно, но в отличие от дентина, способного к упругой и пластической деформации и следовательно к подавлению роста трещин, Filtek Ultimate 3M ESPE является хрупким материалом, после достижения предела прочности, происходил распад образца на части. GradiaInderect по пределу прочности (397±18МПа) сопоставим с дентином, но имеет меньший модуль Юнга 3,30±0,46. В отличие от Filtek Ultimate 3M ESPE, GradiaInderect не является хрупким материалом, величина упругой деформации $\varepsilon_{vnp}=12,5\pm0,5\%$ и пластической $\varepsilon_{\text{пласт}} = 7,2\pm0,7\%$, тогда как для дентина $\varepsilon_{\text{vnp}} = 7,1\pm0,3\%$ и $\varepsilon_{\text{пласт}} = 4,6\pm0,6\%$.

Исследования, частично поддержаны Минобрнауки РФ (# 2.2.2.2/5579) и гранта АФГИР США (# RUXO-005-EK-06/ BG7305; # RUXO-005-EK-06/ BG4M05).

МЕХАНИЗМЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В ТіХ₂ (X=S,Se,Te).

Ахидова Е.А., Селезнёва Н.В., Панфилов П.Е.

УрФУ, Екатеринбург, Россия elena.akhidova@usu.ru

Основным каналом релаксации механических напряжений в гексагональных кристаллах с металлическими межатомными связями является базисное и призматическое скольжение, соотношение между которыми можно поставить в зависти от отношения параметров решетки "c/a". Тогда как в гексагональных кристаллах с неметаллическим типом межатомных связей, релаксация приложенных напряжений происходит за счет зарождения и роста трещин. Это объясняется тем, что напряжения при которых может происходить зарождение и перемещение дислокаций в таких кристаллах оказываются порядка теоретической прочности. При этом остается непонятным возможна ли там релаксация напряжений за счет скольжения 1120 дислокаций, если рост трещин будет подавлен, например путем использования специальных схем деформирования.

В настоящей работе рассматриваются механизмы релаксации напряжений в гексагональных ковалентных кристаллах дихалькоогенидов титана TiX₂ (X=S,Se,Te) при одноосном сжатии, точечном нагружении и сдвиге под давлением в наковальнях Бриджмена. Дихалькогениды титана выращивали методом высокотемпературного ампульного синтеза из исходных компанентов, взятых в пропорции 1:2. Образцы представляли собой тонкие пластинки с гексагональной огранкой, ширина которых варьировалась от 10⁻² мм до 5 мм, а толщина была на два порядка меньше. Микроструктуру образцов изучали методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Кристаллы диаметром порядка 5 мм, рабочие поверхности которых соответствовали плоскостям базиса, были проиндентированы по методу Виккерса, с них были сняты лауэграммы и изучена их дислокационная структура до и после деформации. Из кристаллов диаметром ~10⁻² мм в алюминиевых дисках внутренним диаметром 3 мм прессовали таблетки, которые деформировали в режиме одноосного сжатия или сдвига под давлением. Рентгеноструктурный анализ показал, что компактированные образцы являются кристаллами, рабочие поверхности которых соответствуют базисной плоскости, а торцы - плоскости призмы гексагональной решетки.

Вблизи отпечатков индентора радиальные трещины не возникали, тогда как на лауэграммах наблюдалось радиальное размытие рефлексов. Это указывает на то, что основным каналом релаксации напряжений в кристаллах дихалькогенидов титана при индентировании является призматическое скольжение. Деформационное поведение компактированных кристаллов дихалькогенидов титана ("c/a" - 1,64÷1,724) сравнивали с монокристаллами цинка подобной геометрии ("c/a" 1,856). При одноосном сжатии, несмотря на значительную деформацию (~20÷70%) изменений в дифрактограммах, снятых с образцов, не наблюдалось (т.е. текстура деформации не формируется). В то время как при сдвиге под давлением в дихалькогенидах титана, в отличие от монокристаллов цинка, возникает текстура (интенсивность линий уменьшается, а их полуширина увеличивается), соответствующая призматическому скольжению. Электронно-микроскопические исследования показали, что основным морфологическим элементом микроструктуры дихалькогенидов титана являются прямолинейные сегменты 1120 дислокаций, способные к движению под действием высоких напряжений.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что основными каналами релаксации механических напряжений в дихалькогенидах титана являются призматическое и базисное скольжение. Это согласуется с эмпирическим правилом, согласно которого гексагональные кристаллы с отношением "c/a" меньше 1,8 деформируются как путем базисного, так и призматического скольжения. При этом оказывается, что тип химической связи не оказывает влияния на механизм пластической деформации, но определяет абсолютную величину напряжения при котором начинается движение 1120 дислокаций.

Авторы выражают благодарность Ю.Н. Горностыреву, О.В. Антоновой и В.П. Пилюгину за обсуждение результатов работы. Работа поддержана в рамках программы Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы" (# 2.2.2.2/5579) и гранта Американского фонда гражданских инициатив (# RUXO-005-EK-06/BG4M05).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Радченко П.А.¹, Радченко А.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, radchenko@live.ru ²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, andrey-radchenko@live.ru

Реакции изотропного и анизотропного материалов на внешнюю нагрузку имеют существенные количественные и качественные различия. Причем, если при статических нагрузках такие различия обусловлены тем, что в анизотропном материале от направления зависят такие характеристики материала как модули упругости и прочностные параметры, то при динамических нагрузках дополнительным фактором, влияющим на напряженно-деформированное состояние анизотропного материала, будет являться зависимость от направления скорости распространения волн напряжений.

Несмотря на то, что новейшие материалы с заданной направленностью свойств имеют широкое применение в качестве конструкционных, количество работ, посвященных исследованию их свойств при динамических нагрузках, крайне незначительно. Анализ поведения таких материалов проводится, как правило, с использованием инженерных методик и позволяет получить приблизительные оценки интегральных параметров для условий, допускающих понижение размерности задачи с трех (поведение анизотропных материалов, как правило, трехмерное) до двух. Подобные случаи ограничиваются осесимметричным воздействием на транстропный материал. Но такие ключевые факторы, как динамика разрушения, сравнительный анализ поведения материалов с различной симметрией свойств, эволюция волновых процессов, влияние ориентации свойств, которые могут стать определяющими при динамических процессах, остаются за рамками подобных методик. В работе рассматриваются особенности деформирования и разрушения хрупких анизотропных материалов при ударном нагружении стальными ударниками. Исследуется влияние поворота как упругих, так и прочностных свойств органопластика на пробитие преград в диапазоне скоростей 50–400м/с. Учитывается различная прочность материала на растяжение и сжатие. Исследование поведения материала при низкоскоростном взаимодействии позволяет проследить закономерности зарождения и развитие разрушения в анизотропном материале.

СРАВНЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОРГАНОПЛАСТИКОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Радченко А.В.¹, Радченко П.А.², Туч Е.В.³, Кривошеина М.Н.⁴

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, andrey-radchenko@live.ru

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, radchenko@live.ru ³Томский государственный университет, Томск, Россия, tychka@mail.ru ⁴Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, marina@ispms.tsc.ru

Большинство композиционных материалов изначально обладает анизотропией механических свойств. Часто при расчете прочности таких материалов их механические характеристики усредняют, и материал полагают изотропным. Это может приводить к погрешностям в расчетах прочности композиционных материалов. Поэтому при моделировании деформирования и разрушения таких материалов необходимо учитывать анизотропию их механических характеристик. Не менее важным является вопрос выбора критерия прочности при моделировании деформирования и разрушения анизотропного материала. На сегодняшний день существует множество критериев разрушения для анизотропных материалов. Однако каждый из них имеет ограниченную сферу применимости. В данной работе приведены результаты численных расчетов разрушения ортотропного материала с использованием различных критериев разрушения.

Полученные результаты расчетов деформирования и разрушения ортотропных преград сравнивались с результатами расчетов разрушения изотропной преграды, характеристики которой получены методом усреднения Фогта-Рейса-Хилла.

Целью данной работы является исследование влияния применения различных критериев разрушения на результаты численного моделирования деформирования и разрушения анизотропных преград. В качестве численного метода используется метод конечных элементов, модифицированный Г. Р. Джонсоном для задач удара.

АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ИСПЫТАНИЙ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ

Морозов А. П.

СамГТУ, Самара, Россия, andre15@inbox.ru

В работе проведен сравнительный анализ режимов упругопластического нагружения и испытаний на ползучесть. В качестве материала для изготовления образцов служил технически чистый алюминий АД-1. Базовые испытания проводились на образцах, вырезаемых как в продольном, так и в поперечном к оси заготовки направлениях. В процессе исследований всего было испытано 29 цилиндрических образцов.

Методика проведения эксперимента заключалась в проведении макроструктурных исследований, измерении микротвердости по Кнуппу (НК) и шероховатости.

Выявлено, что наиболее гладкая поверхность наблюдается у образцов, вырезанных в продольном направлении к оси заготовки с последующими испытаниями на ползучесть. Это подтверждается как макроскопическими исследованиями, так и измерениями шероховатости.

Установлено, что максимальная шероховатость достигается на образцах, изготовленных в поперечном направлении к оси заготовки. Так, величина R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) для образцов, вырезанных вдоль, изменяется от 1 до 6 мкм. Для образцов, вырезанных поперек заготовки, значение R_a достигает 9–10 мкм для обоих режимов испытаний. Аналогичные результаты наблюдаются для величины среднего квадратичного отклонения профиля R_q . Программа испытаний оказывает незначительное влияние на изменение шероховатости.

На значения микротвердости не оказывает сильного влияния методика изготовления образцов, а влияет программа испытаний. Однако на образцах, вырезанных в поперечном направлении, наблюдается больший разброс значений микротвердости.

Максимальный рост микротвердости наблюдается в зоне разрушения на образцах после испытаний на ползучесть (где величина НК составляет примерно 1500– 2000 по сравнению с исходными значения 100-150). Длина этой зоны составляет 2– 5 мм.

В образцах после испытаний на пластичность наблюдается «ступенчатое» изменение микротвердости. Ширина «ступени» составляет примерно 200–400 мкм. Испытания на ползучесть приводят к монотонному понижению значений микротвердости.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Мерсон Д.Л., Боброва О.М., Вагапов М.А., Тюрьков М.Н.

ТГУ, Тольятти, Российская Федерация <u>d.merson@tltsu.ru</u>

В 90-х гг. был открыт эффект пластифицирования металлических материалов с помощью тонкопленочных оксидных покрытий (ТОП) [1,2]. Суть технологии получения ТОП состоит в нанесении металлоорганического комплекса на поверхность

металла и последующем его пиролизе в среде нейтрального газа в определенном температурном диапазоне. Исследования показали, что максимальный эффект пластифицирования достигается при числе повторений процедуры получения ТОП (количестве слоев) от 7 до 10 [3].

Ранее [4] была предпринята попытка выявить зависимость общей толщины покрытия от кратности слоёв тонкоплёночного оксидного покрытия ZrO_2 на примере труднодеформируемого титанового сплава BT-20. С помощью косвенных методов было установлено, что толщина однократного покрытия составляет 0,3-0,5 мкм. При этом был сделан, на первый взгляд, парадоксальный вывод о том, что последующие после первого слои ТОП не увеличивают общую толщину покрытия. Изучение этого вопроса и стало основой для дальнейших изысканий.

Настоящая работа посвящена исследованию зависимости морфологии поверхности ТОП от числа слоев с помощью атомно-силовой микроскопии (SOLVER P47 PRO).

На рисунке 1 показаны трехмерные изображения поверхности образцов титанового сплава BT-20 с циркониевым тонкопленочным оксидным покрытием: образец в состоянии поставки (а), образец-свидетель (б), прошедший всю цепочку термообработок совместно с покрываемым образцом, и образцы с 1÷15-кратным покрытием (в-е).

Установлено, что поверхность образца в состоянии поставки имеет самую высокую шероховатость с неоднородным рельефом (рис. 1,а). Образование собственной оксидной пленки (образец-свидетель) приводит к резкому снижению неоднородности (рис. 1,б).

Нанесение первого слоя ТОП поверхность становится более однородной (впадины уменьшаются), по сравнению с образцом в состоянии поставки (рис. 1,в). С каждым последующим слоем ТОП поверхность образцов все более выглаживается (рис. 1,г-д), и у образца с 15- кратным покрытием приобретает оплавленный вид с полным отсутствием острых вершин (рис. 1,е).

Таким образом, на основании проведенного исследования с помощью атомносиловой микроскопии поверхности титанового сплава ВТ-20 с тонкопленочными покрытиями оксида циркония можно сделать вывод, что увеличение количества слоев ТОП приводит не к увеличению общей толщины покрытия, а к сглаживанию и повышению однородности поверхности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-02-00685-а

- 1. Мятиев А.А., Цвелев В.В. и др. Исследование влияния тонкопленочных покрытий из оксидов циркония и иттрия на механические свойства тонкостенных труб из феррито-мартенситной стали типа 1Х13М2С2 // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 1990. – Вып. 4 (38). – С 36-38.
- 2. Мятиев А.А., Мерсон Д.Л., Выбойщик М.А., Цвелев В.В., Климов Ю.Н. Исследование влияния тонкопленочного покрытия из оксида циркония на параметры акустической эмиссии феррито-мартенситной стали типа 1X13M2C2. // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. 1990. Вып.4 (38). С. 33–36.
- Выбойщик М.А., Мерсон Д.Л. Пластифицирующий эффект тонкопленочных оксидных покрытий на труднодеформируемых титановых сплавах / Тезисы докладов Российской НТК "Новые материалы и технологии машиностроения", секция: "Технология изготовления изделий из композиционных материалов". – Москва – 1993.- С.45.

4. Мерсон Д.Л., Вагапов М.А., Боброва О.М. Исследование толщины тонкопленочных оксидных покрытий/ Материалы 50 Международного симпозиума «Актуальные проблемы прочности» - Витебск – 2010. Ч.1.– С.80-82



Рисунок 1. Трехмерное изображение поверхности образцов: а – в состоянии поставки (без покрытия), б – свидетеля (без покрытия), в – с 1-кратным покрытием, г – с 7кратным покрытием, д – с 10-кратным покрытием, е – с 15-кратным покрытием.

СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ МАТЕ-РИАЛОВ ОТ КОМПАНИИ ИНСТРОН

Новейшие стандарты по испытаниям материалов ставят перед предприятиями все более и более жесткие рамки, предъявляя серьезные требования по точности и достоверности получаемых результатов. В связи с этим перед лабораториями предприятий стоит задача выбора наиболее качественного и точного оборудования для проведения испытаний. Современные цифровые испытательные системы шагнули далеко вперед по сравнению со своими механическими и аналоговыми собратьями. Поэтому пользователю порой бывает трудно разобраться во всем многообразии предлагаемых возможностей и сложностях технических характеристик, при этом могут упускаться действительно важные для данного пользователя моменты.

Компания Инстрон вот уже на протяжении 60 лет является признанным лидером в области разработки решений для механических испытаний материалов. С каждым потенциальным пользователем проводится детальная проработка требований и параметров испытаний для того, чтобы выработать наиболее оптимальный вариант оборудования.



Рассмотрим наиболее важные аспекты, которые всегда необходимо иметь в виду при выборе испытаоборудования. тельного Конечно же, первое на что стоит обратить внимание это соответствие требоварегламентирующих НИЯМ стандартов, например наличие Свидетельства об утверждении типа средств измерений РФ. Все основные типы испытательных систем Инстрон, включая датчики деформации, внесены в реестр средств измерений РФ. После этого нужно прикинуть, какие

ограничения могут иметься по возможным габаритам и массе оборудования, ведь может оказаться, что предлагаемое оборудование потребует существенных дополнительных вложений на переоборудование помещения. Компания Инстрон предлагает оборудование разнообразных размеров и конфигураций, от миниатюрных настольных одноколонных разрывных машин до мощных напольных гидравлических систем в го-

ризонтальном исполнении. Наконец, чем выше точность предлагаемого оборудования, тем лучше полученный результат. Инстрон единственный производитель испытательного оборудования, который сам разрабатывает и производит датчики нагрузки, при этом точность датчиков не хуже 0.5% от измеренной величины во всем рабочем диапазоне датчиков.

Особенное внимание стоит обратить на программное обеспечение, которое поставляется вместе с оборудованием - оно должно быть максимально универсальным и удобным в работе, выполнять все требования стандартных испытаний, иметь расширенные возможности по сознанию отчетов и по обеспечеинформационной нию безопасности. Новейшие программные продукты Инстрон, такие как Bluehill 3 – это со-



временное, интуитивно-понятное программное обеспечение, которое позволяет проводить практически любые типы стандартных испытаний материалов. Для специфических задач мы всегда можем предложить дополнительное специализированное программное обеспечение. Ну и напоследок, любое оборудование должно быть удобным и надежным в работе, радовать глаз и вызывать положительные эмоции у пользователя, ведь человек будет работать с оборудованием ежедневно и использовать его как свой основной инструмент. При разработке оборудования Инстрон в первую очередь думает о своих клиентах, поэтому любая испытательная система максимально удобна в работе и абсолютно безопасна.

Оборудование для испытаний материалов от компании Инстрон – это выгодное и разумное вложение средств, которое позволит повысить качество вашей продукции!

ИНСТРОН – имя, которому доверяют!



ФГБОУ ВПО Тольяттинский государственный университет ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

Испытательный Центр (ИЦ) создан на базе лабораторий Тольяттинского государственного университета, имеющих большой опыт испытательной и исследовательской работы. На сегодняшний день ИЦ является <u>единственным аккредитованным ис-</u> пытательным центром третьей стороны (независимым ни от производителя, ни от покупателя) в г. Тольятти.

Аккредитация:

ИЦ аккредитован в трех системах аккредитации:

- Международная аккредитация органа по аккредитации ААЦ "Аналитика" полноправного члена и участника Соглашений о взаимном признании ILAC и APLAC (Аттестат аккредитации № ААС.А.00075 действителен до 15.11.2013 г.);

- Система ГОСТ Р Росстандарта (аттестат аккредитации РОСС RU.0001.21AB55 действителен до 13.04.2016 г.);

- Единая система оценки соответствия на объектах, подконтрольных Федеральной службе по экологиче-

скому, технологическому и атомному надзору (аттестат аккредитации ИЛ/ЛРИ-53045

действителен до 26.12.2013 г.).

Область аккредитации:

- определение состава и свойств металлических материалов, резин, пластмасс и изделий из них;
- определение состава и свойств нефтепродуктов, в т.ч. бензинов автомобильных;
- испытания лакокрасочных и противошумных покрытий деталей автомобилей;
- стендовые испытания узлов и агрегатов;
- проведение технических и автотехнических экспертиз.

• ИЦ оснащен всеми необходимыми поверенными средствами измерений и аттестованным испытательным оборудованием, укомплектован нормативной документацией.

• Штат ИЦ укомплектован высококвалифицированными специалистами, имеющими соответствующее образование, профессиональную подготовку и опыт проведения испытаний.

• В ИЦ на основе требований ГОСТ Р ИСО/МЭК 17025 разработана и внедрена система качества. Жесткий контроль каждого элемента системы с момента заключения договора до момента выдачи протокола испытаний предотвращает возможность выдачи ошибочных результатов.

В Испытательный центр входят лаборатории:

- технической диагностики и экспертизы,
- физико-механических испытаний,
- металлографии,
- спектрального анализа,
- стендовых испытаний,
- анализа горюче-смазочных материалов,
- физико-химических методов анализа.

Лаборатория технической диагностики и экспертизы создана на базе АНО Испытательный Центр "Техническая диагностика и контроль", аккредитованной и зарегистрированной в Государственном реестре с 2001 г.

На сегодняшний день с привлечением специалистов лаборатории произведены экспертные исследования более 60 аварийных автомобилей, около 800 различных узлов и деталей с аварийных автомобилей, около 1500 экспертиз зарекламированных автомобилей с проведением необходимых исследований. При этом более 500 исследованных дел разрешалось с представительством специалистов на судебных заседаниях для разъяснений заинтересованным сторонам технических вопросов, при этом ни одно экспертное заключение не было опровергнуто.

Лаборатории физико-механических испытаний, металлографии, спектрального анализа созданы на базе УНПЦ "Материаловедение" ТГУ и соединили опыт специалистов в области испытаний и исследований материалов, деталей и узлов с применением современного испытательного оборудования. **Персонал лабораторий** аттестован в соответствии с Правилами аттестации персонала испытательных лабораторий на II уровень квалификации. **Область деятельности лаборатории включает:** определение соответствия физико-механических свойств металлических и неметаллических материалов и изделий из них требованиям нормативной документации (оценка качества изготовления различных технических объектов); весь комплекс металлографических исследований; определение химического состава металлических материалов фотоэлектрическим спектральным методом, определение марки материала изделия; проведение научно-исследовательских работ (отработка режимов термообработки черных и цветных металлов, выявление причин брака и т.п.).

Лаборатория стендовых испытаний располагает всеми техническими и кадровыми ресурсами для разработки и изготовления современного оборудования для испытаний агрегатов, узлов и деталей автомобилей. Лаборатория проводит стендовые испытания агрегатов, узлов и деталей автомобилей на соответствие рабочим параметрам (требованиям нормативной документации), а также разрабатывает и изготавливает испытательные стенды.

Лаборатория анализа горюче-смазочных материалов создана на базе кафедры "Двигатели внутреннего сгорания" ТГУ. Лаборатория осуществляет анализ автомобильных бензинов по основным показателям, позволяющим оценивать качество топлива.

Лаборатория физико-химических методов анализа создана на базе кафедры "Химия" ТГУ. Область деятельности лаборатории включает: определение физико-химических свойств нефтепродуктов; определение меди, свинца, цинка, хрома (III, IV), кадмия в металлических образцах и их покрытиях, в водных растворах, в зольных остатках; определение ацетона, а также выполнение различных исследовательских работ.

Наши Заказчики:

ЗАО "Джи ЭМ – АВТОВАЗ", ОАО "ВАЗИНТЕРСЕРВИС", ООО "Анвис Рус", ООО "Форесия - Металлопродукция Икзост Системс", ООО "Тольяттинский завод стальных колес", ЗАО "Балаковорезинотехника", официальные дилеры ведущих автомобильных марок мира и другие.

<u>Наш адрес:</u>

445667, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14, корпус А, пом. 102, 106 Тел./факс: (8482) 54-64-54, 53-95-72 E-mail: TCoffice@tltsu.ru

Именной указатель

Андрухова О.В. 20 Гринберг Б.А. 31, 33, 41 Антонова О.В. 41, 62 Гринберг Б.А. 222 Арзыматов А.К. 157 Громов В.Е. 47, 50, 53, 76-83 Ахидова Е.Г. 179, 218 Гринонко М.А. 222 Бараз В.Р. 163 Гризов М.И.О. 85, 87 Бараз В.Р. 163 Гризов М.И.О. 85, 87 Бараз Р.Р. 163 Гризов М.И.О. 85, 87 Баразникова С.А. 147 Грувалов М.А. 123 Баразникова С.А. 147 Грувалов М.А. 125 Баразникова О.В. 137 Добаткин С.В. 179 Баиков О.В. 137 Добаткин С.В. 179 Баиков О.В. 137 Ефимонко И.Г. 53 Белезорднов А.А. 145 54 14 Белиора Г.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Бофова О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болиова Г.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Бофова О.М. 232 <th>Алехин В.П.</th> <th>16</th> <th>Григорьев С.С.</th> <th>227</th>	Алехин В.П.	16	Григорьев С.С.	227
Антовова О.В. 41, 62 Гриненко М.А. 222 Арзыматов А.К. 157 Громов В.Е. 47, 50, 53, 76-83 Астафурова Е.Г. 179, 218 Грязово В.Е. 47, 50, 53, 76-83 Астафурова Е.Г. 179, 218 Грязово В.Е. 47, 50, 53, 76-83 Барахни Б.К. 163 Грязово М.А. 123, 125 Барахни Б.К. 169 Гувалов А.А. 123, 125 Барахни Б.К. 169 Гувалов А.А. 123, 125 Барахни Б.К. 169 Гувалов О.В. 210, 212 Бахрачева Ю.С. 223, 225 Доботкин С.В. 179 Бакков О.В. 137 Коротов М.В. 7 Безоролюв А.А. 143 151 Бакков О.В. 7 Безоролюв А.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Белясев С.П. 75, 177 Белясев С.П. 175, 177 Ефименко И.С. 14 Килин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Жураков И.С. 14 Брагоков Л.А. 152 Болисев С.П. 150, 53, 83	Андрухова О.В.	20	Гринберг Б.А.	31, 33, 41
Арзыматов А.К. 157 Громов В.Е. 47, 50, 53, 76-83 Астафурова Е.Г. 179, 218 Грызунова Н.И. 7 Ахидова Е.А. 229 Грызунова М.А. 123, 125 Бараз В.Р. 163 Гувалов М.А. 125 Баранникова С.А. 147 Гувалов М.А. 125 Баранникова С.А. 147 Гувалов М.А. 125 Барактин Б.К. 169 Гривалов М.А. 125 Батаев В.А. 50 Давидов О.В. 210, 212 Бажкинска И.П. 53 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Бегороль А.А. 145 Белова И.В. 7 Бегороль А.А. 145 Бримкив О.П. 79, 81 Бегороль А.А. 145 Желтякова И.С. 14 Билиева Е.И. 6 Жилин А.С. 220, 221 Бойров О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Боларин И.С. 103	Антонова О.В.	41, 62	Гриненко М.А.	222
Астафурова Е.Г. 179, 218 Грязнов А.Н. 7 Ахидова Е.А. 229 Грязнов М.Ю. 85, 87 Бараз В.Р. 163 Гувалов А.А. 123, 125 Барахникова С.А. 147 Грязнов А.А. 123, 125 Барахникова С.А. 169 Грязнов А.А. 123, 125 Барахник Б.К. 169 Грязнов А.А. 123, 125 Барахник Б.К. 169 Грязнов А.А. 120, 212 Бахметьев А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бакметьев А.М. 90 Довикин К.И. 208 Башенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Бегосова А.В. 137 Егоров В.Н. 219 Бесовосов А.А. 145 Бенкею И.Т. 53 Бесовосов Д.А. 76 Жилин А.С. 220, 221 Боборов О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Боддин М.С. 103 Загудев Д.В. 80 Будиовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 80 Будиовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Л.Л. 143 Валиев Р.3.	Арзыматов А.К.	157	Громов В.Е.	47, 50, 53, 76-83
Ахидова Е.А. 229 Гряднов М.Ю. 85, 87 Бараз В.Р. 163 Гувалов А.А. 123, 125 Бараз В.Р. 163 Гувалов М.А. 125 Барахнин Б.К. 169 Гурова Н.М. 20 Батаев В.А. 50 Давьдов О.В. 210, 212 Бахрачсва Ю.С. 223, 225 Добяткин К.И. 208 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Башков О.В. 137 Дорогов М.В. 7 Бесроднов А.А. 145 Белова И.В. 137 Беспоросов А.В. 81 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 Баннова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Боздан М.С. 103 Бугию А.А. 127 3алуляев Д.В. 80 Буловских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 27, 228 Бузаиов О.А. 219 Замарова Г.Г. 179,	Астафурова Е.Г.	179, 218	Грызунова Н.Н.	7
Бараз В.Р. 163 Гувалов А.А. 123 125 Баралникова С.А. 147 Гувалов М.А. 125 Гувалов М.А. 125 Бараяникова С.А. 147 Гурова Н.М 20 126 Бараятин Б.К. 169 121 Денисова Д.А. 149, 151 Бахметьсв А.М. 90 Довикив О.В. 17 106 Баикев О.В. 137 Домкин К.И. 208 Башевко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Белориюв А.А. 145 149 151 Белове О.В. 137 Домкин К.И. 208 Беловев О.В. 137 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 14 19 Бессонов Д.А. 62 3агуляев Л.В. 175 Бодланкик С.А. 47, 50, 53, 83 3айнев Д.В. 227, 228 Бузавских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайнев Д.В. 227, 228 Бузавских Е.А. 179 3акарова Г.Г. 179, 2118 Бугурсева Е.Н. 95	Ахидова Е.А.	229	Грязнов М.Ю.	85, 87
Бараз В.Р. 163 Гувалов М.А. 125 Барахни К.К. 169 Гурова Н.М. 20 Батаев В.А. 50 Давклов О.В. 210, 212 Бахрачев Ю.С. 223, 225 Добаткин С.В. 179 Башенко Л.П. 53 Доргов М.В. 7 Безорлюв А.А. 145 Белово И.В. 137 Белова И.В. 137 Егоров В.Н. 219 Белоков А.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Белоков А.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Белоков О.В. 232 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Загуляев Д.В. 80 Бузаково О.А. 219 Замиев Г.Г. 108, 111 Бутков Д.А. 62 Загуляев Д.В. 80 Бузаково О.А. 232 Уравлов С.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валивский С.И. 159 Наанов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валияский С.И. 159 Илар			Гувалов А.А.	123, 125
Баранникова С.А. 147 Гурова Н.М. 20 Барактин Б.К. 169 Давыдов О.В. 210, 212 Бахметьсв А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахметьсв А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахметьсв А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахметьсв А.М. 90 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Башенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Бегоров В.А. 145 Бегова И.В. 137 Ефименко И.Т. 53 Бесогово Л.А. 76 Бессонов Л.А. 76 Бессонов Л.А. 62 Загуляев Р.Н. 175 Боддин М.С. 103 Будовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 80 Бугусова Е.Н. 95 Загуляев Д.В. 8111 Бутков Д.А. 62 Заядова Г.Г. 179, 218 <td>Бараз В.Р.</td> <td>163</td> <td>Гувалов М.А.</td> <td>125</td>	Бараз В.Р.	163	Гувалов М.А.	125
Барахтин Б.К. 169 Давыдов О.В. 210, 212 Балаев В.А. 50 Давыдов О.В. 210, 212 Бахметьев А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахметьев А.М. 90 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Добаткин К.И. 208 Бапенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Бегорова И.В. 137 Ефименко И.Т. 53 Бегорова Я.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Бессонов Д.А. 76 Бетехтин В.И. 4 Желтякова И.С. 14 Бинова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 Ватере Д.В. 80 Бузаюво О.А. 219 Вамлер В.Д. 177 Бузаюво О.А. 232 Изамлер Е.Г. 108, 111 Бузаюво О.А. 232 Изамлер В.Д. 147 Валиев В.О.А. 232 Изамлер В.Д. 1	Баранникова С.А.	147	Гурова Н.М.	20
Батаев В.А. 50 Давыдов О.В. 210, 212 Бахметьев А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахрачева КО.С. 223, 225 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Доботов М.В. 7 Бегоров А.А. 145 50 50 Бегороков А.В. 81 Eropob B.H. 219 Белова И.В. 137 Ефименко И.Т. 53 Бегосонов Д.А. 76 79, 81 Бегосонов Д.А. 76 75 Бодовско Д.А. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Бодлик К.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 80 Будовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 20, 221 Бузавов О.А. 219 Закарова Г.Г. 108, 111 Бузавов М.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81	Барахтин Б.К.	169		
Бахметьев А.М. 90 Денисова Д.А. 149, 151 Бахрачева Ю.С. 223, 225 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Бащенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Бегоронов А.А. 145 149 149 Белокова И.В. 137 Екронов В.Н. 219 Беслоусова Я.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Беслокова А.А. 76 Ефименко И.Т. 53 Беслокова А.А. 76 Бессонов Д.А. 76 Бестехтин В.И. 4 Желтякова И.С. 14 Биннова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 3aryляев Д.В. 80 Бузаюво О.А. 219 Замлер Е.Г. 108, 111 3axaposa Г.Г. 179, 218 Булусова Е.Н. 95 Зиалун Е.С. 47, 50 Илаличев Л.Г. 29 <	Батаев В.А.	50	Давыдов О.В.	210, 212
Бахрачева Ю.С. 223, 225 Добаткин С.В. 179 Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Башенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Безроднов А.А. 145 145 145 Бепозсова Я.В. 81 Ефинменко И.Т. 53 Белакев С.П. 175, 177 Ефинмов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 14 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 Брытков Д.А. 62 3aryляев Д.В. 80 Буловских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 227, 228 53анов О.А. 219 Буликов А.А. 137 Захова Г.Г. 179, 218 3yeb Л.Б. 147 Вагапов М.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 3a Валике Р.З. 18, 43 Ивашов А.С. 228 Валике Р.З. 18, 43 Инашов А.С. 228 Валике В.А. 31, 41 Карове М.И. 145 Валике С.С. 47, 50 Илариев Л.Г. 4 <tr< td=""><td>Бахметьев А.М.</td><td>90</td><td>Денисова Д.А.</td><td>149, 151</td></tr<>	Бахметьев А.М.	90	Денисова Д.А.	149, 151
Башков О.В. 137 Домкин К.И. 208 Бащенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Безроднов А.А. 145 145 145 Белова И.В. 137 Егоров В.Н. 219 Белоков Д.А. 76 Ефименко И.Т. 53 Белеве С.П. 175, 177 Ефименко И.С. 14 Белеве С.П. 76 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 Кептякова И.С. 14 Бащеве С.П. 175, 177 Ефимов О.Ю. 79, 81 Боссонов Д.А. 76 Жептякова И.С. 14 Бащеве Д.В. 227, 228 3aiuge B.H. 175 Болдин М.С. 103 3aiuge B.H. 219 Буловских Е.А. 47, 50, 53, 83 3aiuge B.H. 179, 218 Бутусова Е.Н. 95 Закарова Г.Г. 179, 218 Валике Р.З. 18, 43 Валянский С.И. 147 Валянский С.И. 151 Иларианов А.Г. 29 Вашук Е.С. 47, 50 Наянов	Бахрачева Ю.С.	223, 225	Добаткин С.В.	179
Бащенко Л.П. 53 Дорогов М.В. 7 Безроднов А.А. 145 Егорова И.В. 137 Беловсова И.В. 137 Егоров В.Н. 219 Беловсова И.В. 137 Ефименко И.Т. 53 Беловсова И.В. 17 Ефименко И.Т. 53 Беловсова И.В. 7 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 Келтякова И.С. 14 Баннова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 Брытков Д.А. 62 Буловских Е.А. 47, 50, 53, 83 Зайцев Д.В. 227, 228 Бузанов О.А. 219 Заклореа Г.Г. 179, 218 Бутин А.В. 137 Заклорова Г.Г. 179, 218 Букаров А.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валянский С.И. 159 Илларионов А.Г. 29 Валянский С.А. 1	Башков О.В.	137	Домкин К.И.	208
Безроднов А.А. 145 Белова И.В. 137 Белокова И.В. 137 Белокова И.В. 137 Белокова И.В. 137 Белокова И.В. 175 Белоков Л.А. 76 Бетехтин В.И. 4 Блинова Е.Н. 6 Бороков Д.А. 76 Бороков Д.А. 6 Будовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Бузиово О.А. 219 Закарова Г.Г. 108, 111 Бутиков Д.А. 62 Буусова Е.Н. 95 Вагалов М.А. 232 Валиков Р.З. 18, 43 Валике Р.З. 18, 43 Валике Р.З. 18, 43 Валике Р.З. 18, 43 Викарчук А.А. 3, 7, 40 Викарчук А.А. 3, 7, 40 Викар	Бащенко Л.П.	53	Дорогов М.В.	7
Белова И.В. 137 Егоров В.Н. 219 Белука С.П. 175, 177 Ефименко И.Т. 53 Бессонов Д.А. 76 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 6 Желтякова И.С. 14 Блинова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 3айцев Д.В. 227, 228 Бузанов О.А. 219 Замлер Е.Г. 108, 111 Бутков Л.А. 62 Загуляев Д.В. 80 Бузанов О.А. 219 Замлер Е.Г. 108, 111 Бутусова Е.Н. 95 Зуев Л.Б. 147 Вагапов М.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валикев Р.З. 18, 43 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валикев Р.З. 18, 43 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валикев А.К. 151 Иноземцев А.Б. 32 Валикев А.К. 31, 41 Кадомцев А.Г. 4 Волкова А.Ю. 33 Кадомцев А.Г. 4 Волкова А.Ю. 33	Безроднов А.А.	145		
Белоусова Я.В. 81 Ефименко И.Т. 53 Беляев С.П. 175, 177 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76 Бетехтин В.И. 4 Жептякова И.С. 14 Блинова Е.Н. 6 Жилин А.С. 220, 221 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 3 3айцев Д.В. 227, 228 Бузавов О.А. 219 Замлер Е.Г. 108, 111 Буткова И.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Бутусова Е.Н. 95 Зуев Л.Б. 147 Валанос М.А. 232 Иларионов А.Г. 29 Вадике Р.З. 18, 43 Иванов Ю.Ф. 7, 53, 76, 78-81 Валянский С.И. 159 Илларионов А.Г. 29 Вашук Е.С. 47, 50 Илларионов А.Г. 29 Вашке Р.А. 151 Иноземпев А.В. 33 Викарчук А.А. 3, 7, 40 Иштеряков В.И. 11, 12, 14 Варасова А.М. 31, 41 Кадомщев А.Г. 4 Воловев С.В. <t< td=""><td>Белова И.В.</td><td>137</td><td>Егоров В.Н.</td><td>219</td></t<>	Белова И.В.	137	Егоров В.Н.	219
Беляев С.П. 175, 177 Ефимов О.Ю. 79, 81 Бессонов Д.А. 76	Белоусова Я.В.	81	Ефименко И.Т.	53
Бессонов Д.А. 76 76 Бетехтин В.И. 4 Желтякова И.С. 14 Боброва О.М. 232 Журавлев Р.Н. 175 Болдин М.С. 103 Брытков Д.А. 62 Загуляев Д.В. 80 Бузанов О.А. 219 Замлер Е.Г. 108, 111 Захарова Г.Г. 179, 218 Бутин А.В. 137 Захарова Г.Г. 179, 218 Зуев Л.Б. 147 Вагапов М.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Валисе Р.А. 147 Вагапов М.А. 232 Иванов Ю.Ф. 47, 53, 76, 78-81 Иванов А.С. 228 Валике Р.З. 18, 43 Иванов А.С. 228 Валянский С.И. 159 Вацике Р.А. 151 Иларионов А.Г. 29 Иларионов А.Г. 29 Вацике Р.А. 151 Иназемцев А.В. 33 Иназема В.В. 33 Валянский К.А. 3, 7, 40 Иштеряков В.И. 145 55, 57, 173 Волокова А.М. 31, 41 Картак Б.Р. 163 Картак Б.Р. </td <td>Беляев С.П.</td> <td>175, 177</td> <td>Ефимов О.Ю.</td> <td>79, 81</td>	Беляев С.П.	175, 177	Ефимов О.Ю.	79, 81
Бетехтин В.И.4Желтякова И.С.14Блинова Е.Н.6Жилин А.С.220, 221Боброва О.М.232Журавлев Р.Н.175Болдин М.С.103Загуляев Д.В.80Будовских Е.А.47, 50, 53, 83Зайцев Д.В.227, 228Бузанов О.А.219Замлер Е.Г.108, 111Бутин А.В.137Захарова Г.Г.179, 218Бутусова Е.Н.95Зуев Л.Б.147Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов А.С.228Валянский С.И.159Илларионов А.Г.29Вацук Е.С.47, 50Иларионов А.Г.29Вацук Е.С.47, 50Иларионов А.Г.29Валянский С.И.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Валовов А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Пароробьев С.В.76, 78Карихин М.В.187Габитова С.А.165Карики В.А.137Габитова С.А.165Карики В.А.137Габитова С.А.165Карики В.А.137Габитова В.Л.4Ким В.А.137Габитова С.А.5, 6, 10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисплепко И.А.214Гольцова М.В.	Бессонов Д.А.	76	1.	,
Блинова Е.Н.6Жилин А.С.220, 221Боброва О.М.232Журавлев Р.Н.175Болдин М.С.1033Брытков Д.А.623агуляев Д.В.227, 228Бузавских Е.А.47, 50, 53, 833айцев Д.В.227, 228Бузавских Е.А.1373ахарова Г.Г.179, 218Бутусова Е.Н.953уев Л.Б.147Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов А.С.228Валиев Р.З.18, 43Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Илларионов А.Г.29Вадова А.И.31, 41Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.И.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карнов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Карнов М.И.14Гиларов В.Л.4Карнов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцов П.В.113Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горобини В.Ф.217Коледов И.В.113Горобинов И.М.141Коледов И.В.114Гороби	Бетехтин В.И.	4	Желтякова И.С.	14
Боброва О.М.232Журавлев Р.Н.175Болдин М.С.103Брытков Д.А.62Будовских Е.А.47, 50, 53, 83Бузанов О.А.219Бутин А.В.137Бутусова Е.Н.95Вагапов М.А.232Валисе Р.З.18, 43Валисе Р.З.18, 43Валикарчук А.А.3, 7, 40Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Б.55, 57, 173Волюва А.Ю.33Волюва А.Ю.33Волюва С.В.76, 78Габитова С.А.165Габитова С.А.165Габитова С.А.165Габитова С.А.165Габитова А.В.139Ганарев А.В.137Гальцев А.В.139Габитова М.В.139Габитова М.В.139Гальцев А.В.73Габитова М.В.139Гальцев К.В.13 <td>Блинова Е.Н.</td> <td>6</td> <td>Жилин А.С.</td> <td>220, 221</td>	Блинова Е.Н.	6	Жилин А.С.	220, 221
Болдин М.С. 103 Брытков Д.А. 62 Будовских Е.А. 47, 50, 53, 83 Бузанов О.А. 219 Бутин А.В. 137 Бутусова Е.Н. 95 Вагапов М.А. 232 Валисе Р.З. 18, 43 Валисе Р.З. 18, 43 Валисе Р.З. 18, 43 Валисе Р.А. 151 Валисе Р.А. 151 Валисе Р.А. 151 Валиксий С.И. 159 Валиксий С.И. 151 Валиксий С.И. 151 Валисов А.М. 31, 41 Кадомцев А.Г. 4 Каракск Б.Р. 163 Каракс	Боброва О.М.	232	Журавлев Р.Н.	175
Брытков Д.А.62Загуляев Д.В.80Будовских Е.А.47, 50, 53, 83Зайцев Д.В.227, 228Бузанов О.А.219Замлер Е.Г.108, 111Бутусова Е.Н.95Захарова Г.Г.179, 218Валиев Р.З.18, 43Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов А.С.228Валикев Р.З.18, 43Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Интеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Карпов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Габитова В.Л.123Кийко В.М.144Гиляров В.Л.142Кии В.А.137Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Габитова В.В.139Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Киевцов Г.В.43, 143, 145Гольцова М.В.139Кириллов А.М.214Гольцова М.В.139Кирецо	Болдин М.С.	103	51	
Будовских Е.А.47, 50, 53, 83Зайцев Д.В.227, 228Бузанов О.А.219Замлер Е.Г.108, 111Бутин А.В.137Захарова Г.Г.179, 218Бутусова Е.Н.95Уве Л.Б.147Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Увашов А.С.228Валянский С.И.159Иларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Иларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Иларионов А.Г.29Вацов А.М.1, 41Иноземцев А.В.33Волкова А.Ю.33Иштеряков В.И.145Волкова А.Ю.33Каромцев А.Г.4Каромсва А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Каропухин М.В.187Габитова С.А.165Каропухин М.В.187Габитова С.А.165Каропухин М.В.187Гальцев А.В.57Кариалов М.И.11, 12, 14Голсов Е.В.11, 12, 14Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Кия В.А.137Голосов Е.В.11, 12, 14Киеиленко И.А.214Гольцова М.В.139Киевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Киязев М.И.195Горбунов С.В.78Козлова Н.А.43, 143, 145Горорнин В.И.167Козлова Н.А.90Горорник И.В.217Коледов В.В.203Горорник И.В.217Коледов В.В.203 <td>Брытков Д.А.</td> <td>62</td> <td>Загуляев Д.В.</td> <td>80</td>	Брытков Д.А.	62	Загуляев Д.В.	80
Бузанов О.А.219Бузанов О.А.219Бутин А.В.137Бутусова Е.Н.95Вагапов М.А.232Валиев Р.З.18, 43Валиев Р.З.18, 43Валиев Р.З.18, 43Валикер К.С.47, 50Вацук Е.С.47, 50Вадов А.Н.106Власов А.Н.106Валасов А.Н.111Цараров В.В.137Картак Б.Р.163Картак Б.Р.163Картак Б.Р.163Картак Б.Р.163Картак Б.Р.143,145Голосов Е.В.11,12,14Голосов Е.В.139Гольцова М.В.139Гольцова М.В.139Горбунов С.В.78Го	Будовских Е.А.	47, 50, 53, 83	Зайцев Д.В.	227, 228
Бутин А.В.137Захарова Г.Г.179, 218Бутусова Е.Н.953ив рова Г.Г.179, 218Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов А.С.228Валянский С.И.159Иларионов А.Г.29Вацук Е.С.47, 50Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Иштеряков В.И.145Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карнев Л.Г.63Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Габаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Кириллов А.М.27Гольцова М.В.139Кириллов А.М.27Гольцова М.В.139Карецов Г.В.43, 143, 145Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горошкин В.Ф.217Коледов В.В.203Карсов Н.А.90Коледов В.В.203	Бузанов О.А.	219	Замлер Е.Г.	108, 111
Бутусова Е.Н.95Зуев Л.Б.147Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов А.С.228Валянский С.И.159Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Ильичев Л.Л.143Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпик М.В.187Габитова С.А.165Карпак Б.Р.163Габитова С.А.165Карпак Б.Р.163Габитова С.А.165Карпак Б.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Голсов Е.В.11, 12, 14Ким В.А.137Гольцова М.В.139Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Клевцов Г.В.43, 143, 145Гольцова М.В.139Кириллов А.М.214Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горбинин В.И.167Козлов В.В.123Горошкин В.Ф.217Коледов В.В.203Карлов В.В.203Коледов В.В.203	Бутин А.В.	137	Захарова Г.Г.	179, 218
Вагапов М.А. 232 Валиев Р.З. 18, 43 Валиев Р.З. 18, 43 Валянский С.И. 159 Ващук Е.С. 47, 50 Вадутенко Е.А. 151 Викарчук А.А. 3, 7, 40 Власова А.Н. 106 Власова А.М. 31, 41 Волошина М.С. 207 Волошина М.С. 207 Воробьев С.В. 76, 78 Габитова С.А. 165 Габитова М.В. 139 Гольцова М.В. 139 Голосов Е.В. 67	Бутусова Е.Н.	95	Зуев Л.Б.	147
Вагапов М.А.232Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Иванов Ю.Ф.47, 53, 76, 78-81Валиев Р.З.18, 43Ивашов А.С.228Валянский С.И.159Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Ильичев Л.Л.143Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власов А.Н.106Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волкова А.В.76, 78Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Кариаков М.Р.143,145Габитова С.А.165Кариаков М.Р.143,145Габиров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Кииолев А.М.27Гольцова М.В.139Кисиленко И.А.214Гольсов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горьшин В.Ф.217Колдов В.В.203Гольсов В.В.210202Колдов В.В.203				
Валиев Р.3.18, 43Ивашов А.С.228Валянский С.И.159Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Ильичев Л.Л.143Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Каршанов М.Р.143,145Габиров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Кизев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горьшкин В.Ф.217Колов В.В.203Горошкин В.Ф.217Колов В.В.203	Вагапов М.А.	232	Иванов Ю.Ф.	47, 53, 76, 78-81
Валянский С.И.159Илларионов А.Г.29Ващук Е.С.47, 50Ильичев Л.Л.143Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Камышанченко Н.В.55, 57, 173Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Кимисанко И.А.214Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горьшин В.Ф.217Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Колов В.В.203	Валиев Р.З.	18, 43	Ивашов А.С.	228
Ващук Е.С.47, 50Ильичев Л.Л.143Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Кадомцев А.Г.4Воробьев С.В.76, 78Карпов М.И.11, 12, 14Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Голосов Е.В.11, 12, 14Киеннко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлова Н.А.90Горьпикин В.Ф.217Коледов В.В.203	Валянский С.И.	159	Илларионов А.Г.	29
Ведутенко Е.А.151Иноземцев А.В.33Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власов А.Н.106Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Камышанченко Н.В.55, 57, 173Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Кашапов М.Р.143,145Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Гальцев А.В.57Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Киязев М.И.195Горбунов С.В.78Козлова В.В.113Горынин В.И.167Козлова В.В.203Горошкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Ващук Е.С.	47, 50	Ильичев Л.Л.	143
Викарчук А.А.3, 7, 40Иштеряков В.И.145Власов А.Н.106Власова А.М.31, 41Волкова А.Ю.33Волошина М.С.207Воробьев С.В.76, 78Габитова С.А.165Гальцев А.В.57Ганбаров Д.М.123Гиляров В.Л.4Кириллов А.М.27Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Гольцова М.В.139Гончаренко И.М.141Горынин В.И.167Горынин В.И.167Горошкин В.Ф.217Горошкин В.Ф.217Голосов В.В.78Горошкин В.Ф.217Горошкин В.Ф.217Горошкин В.Ф.217Горов С.В.78Горошкин В.Ф.217Горов В.В.200 202	Ведутенко Е.А.	151	Иноземцев А.В.	33
Власов А.Н.106Власова А.М.31, 41Волкова А.Ю.33Волошина М.С.207Воробьев С.В.76, 78Габитова С.А.165Гальцев А.В.57Габаров Д.М.123Гиляров В.Л.4Голосов Е.В.11, 12, 14Гольцова М.В.5, 6,10Гольцова М.В.139Гольцова М.В.139Гольцова М.В.139Гончаренко И.М.141Гольцова М.В.139Горынин В.И.167Горынин В.И.167Горюшкин В.Ф.217Голосов Б.В.78Гороникин В.Ф.217Гороникин В.Ф.217Гороникин В.Ф.217Голосов С.В.78Гороникин В.Ф.217Гороникин В.Ф.217Голосов В.В.113Гороникин В.Ф.217Гороникин В.Ф.217Голосов В.В.203	Викарчук А.А.	3, 7, 40	Иштеряков В.И.	145
Власова А.М.31, 41Кадомцев А.Г.4Волкова А.Ю.33Камышанченко Н.В.55, 57, 173Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Карпак Б.Р.163Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Гальцев А.В.57Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Кизев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлов В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Гальце С.Р.220, 222Коледов В.В.114, 12, 14	Власов А.Н.	106	_	
Волкова А.Ю.33Камышанченко Н.В.55, 57, 173Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Картак Б.Р.163Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлова В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Власова А.М.	31, 41	Кадомцев А.Г.	4
Волошина М.С.207Карпов М.И.11, 12, 14Воробьев С.В.76, 78Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Карпак Б.Р.163Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Горошкин В.Ф.217Кисяле К.Р.11. 12, 14	Волкова А.Ю.	33	Камышанченко Н.В.	55, 57, 173
Воробьев С.В.76, 78Карпухин М.В.187Габитова С.А.165Картак Б.Р.163Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Волошина М.С.	207	Карпов М.И.	11, 12, 14
Габитова С.А.165Картак Б.Р.163Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцова Н.А.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Воробьев С.В.	76, 78	Карпухин М.В.	187
Габитова С.А.165Карыев Л.Г.63Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203			Картак Б.Р.	163
Гальцев А.В.57Кашапов М.Р.143,145Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Габитова С.А.	165	Карыев Л.Г.	63
Ганбаров Д.М.123Кийко В.М.14Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцова Н.А.43, 143, 145Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Гальцев А.В.	57	Кашапов М.Р.	143,145
Гиляров В.Л.4Ким В.А.137Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцова Н.А.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Ганбаров Д.М.	123	Кийко В.М.	14
Глезер А.М.5, 6,10Кириллов А.М.27Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцова Н.А.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Гиляров В.Л.	4	Ким В.А.	137
Голосов Е.В.11, 12, 14Кисиленко И.А.214Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцова Н.А.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горюшкин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203	Глезер А.М.	5, 6,10	Кириллов А.М.	27
Гольцова М.В.139Клевцов Г.В.43, 143, 145Гомон Е.В.67Клевцова Н.А.43, 143, 145Гончаренко И.М.141Князев М.И.195Горбунов С.В.78Козлов В.В.113Горынин В.И.167Козлова Н.А.90Горюшкин В.Ф.217Коледов В.В.203Горюшкин В.Ф.220, 222Козлова Н.А.11, 12, 14	Голосов Е.В.	11, 12, 14	Кисиленко И.А.	214
Гомон Е.В. 67 Клевцова Н.А. 43, 143, 145 Гончаренко И.М. 141 Князев М.И. 195 Горбунов С.В. 78 Козлов В.В. 113 Горынин В.И. 167 Коледов В.В. 203 Горюшкин В.Ф. 217 Коледов В.В. 203	Гольцова М.В.	139	Клевцов Г.В.	43, 143, 145
Гончаренко И.М. 141 Князев М.И. 195 Горбунов С.В. 78 Козлов В.В. 113 Горынин В.И. 167 Козлова Н.А. 90 Горюшкин В.Ф. 217 Коледов В.В. 203	Гомон Е.В.	67	Клевцова Н.А.	43, 143, 145
Горбунов С.В. 78 Козлов В.В. 113 Горынин В.И. 167 Козлова Н.А. 90 Горюшкин В.Ф. 217 Коледов В.В. 203	Гончаренко И.М.	141	Князев М.И.	195
Горынин В.И. 167 Козлова Н.А. 90 Горюшкин В.Ф. 217 Коледов В.В. 203 Билики С. В. 220,222 Коледов В.В. 11,12,14	Горбунов С.В.	78	Козлов В.В.	113
Горюшкин В.Ф. 217 Коледов В.В. 203 Билица С. Р. 220,222 Коледов В.В. 11,12,14	Горынин В.И.	167	Козлова Н.А.	90
Energy C.D. 200,202 Karster IO.D. 11, 12, 14	Горюшкин В.Ф.	217	Коледов В.В.	203
Грачев С.В. 220-222 Колооов Ю.Р. 11, 12, 14	Грачев С.В.	220-222	Колобов Ю.Р.	11, 12, 14

Колубаев Е.А.	141	Недорезов В.Г.	208
Колубаева Ю.А.	141	Нестеров К.О.	66
Коновалов С.В.	76-82	Никифоров А.Г.	20
Копылов В.И.	85, 87, 90, 93	Никифорова С.М.	220
Коржов В.П.	11, 12, 14	Новиков Г.В.	66
Костерев В.Б.	81	Нохрин А.В.	85,87,90,93,95,103
Костикова А.В.	113		
Котков Д.Н.	95	Озерец Н.Н.	101
Кочергина Ю.А.	63	Оленин М.И.	167
Кривошеина М.Н.	231	Оморов Н.А.	157
Кугаенко О.М.	219	Осинская Ю.В.	23
Кудря А.В.	19		
Кузнецов П.М.	65	Пазылов Ш.Т.	157
Кульков С.Н.	77	Панфилов П.Е.	227, 229
Кунгурцев Е.С.	55,173	Папина К.Б.	19
Кунгурцев М.С.	55, 173	Папшев В.А.	69, 181
Кустов А.И.	97, 99	Перинская И.В.	201
5	,	Перинский В.В.	201
Лебедева Н.В.	169	Пермякова И.Е.	6
Лобач М.И.	141	Петраков В.С.	219
Ломских Н.В.	20	Петров С.С.	23
Лопатин Ю.Г.	85, 90	Петрова-Буркина О.А	
Лосев А.Ю.	155	Печерина О.А.	55, 57, 173
Любименко Е.Н.	139	Пилюгин В.П.	62
Лясников В.Н.	69, 72, 181, 201	Пирожникова О.Э.	85. 87
	, , ,	Писклов А.В.	103
Майдан Д.А.	162	Пискунов А.В.	90
Макаров А.В.	38	Плотников А.В.	31
Мальцева Л.А.	101	Плужникова Т.Н.	27
Мальцева Т.В.	101	Поздняков М.Л.	219
Мандра Ю.В.	228	Покоев А.В.	23, 25
Манухина Д.В.	155	Полтояйен З.А.	79
Маркова Ю.М.	167, 169	Полякова В.В.	165
Марченков В.В.	62	Пономарева М.В.	78
Мезенцов С.А.	69	Попов А.А.	29
Мелехин Н.В.	85, 87, 90, 93	Попов В.М.	214
Мельников Е.В.	218	Потапов А.Е.	155
Менушенков А.П.	203	Протасова В.А.	67
Мерсон Д.Л.	108, 111, 232	Протасова Н.В.	67
Мигель И.А.	97, 99	Прохоров Д.В.	11, 12, 14
Михайлов С.Б.	183, 185, 199	Прохоров П.Э.	149, 151
Михайлова Н.А.	183, 185, 199		,
Морозов А.П.	232	Рааб Г.И.	179
Московских О.П.	222	Радченко А.В.	230, 231
Музыка П.А.	155	Радченко П.А.	230, 231
Муктаров О.Д.	201	Растегаев И.А.	40
Муратов Д.Г.	113	Растегаева И.И.	40
Мурашкин М.Ю.	43	Реснина Н.Н.	175, 177
Мухаметрахимов М.Х	.128, 131, 134	Романов А.Е.	3
Мясникова В.И.	207	Романов Д.А.	83
Мясникова М.В.	76	Ромшина М.А.	46
Мясниченко В.С.	171	Рубаник В.В.	59, 153
		Рубаник В.В.мл.	59
Назаров В.В.	118	Рунова Ю.Э.	195
Наими Е.К.	159	Русин Н.М.	197
Найденкин Е.В.	179	-	
Невский С.А.	77, 80	Сандлер Н.Г.	90

Сарычев К.Ю.	207	Федоренко О.Н.	163
Сахаров Н.В.	74, 103	Федоров В.А.	27, 63, 65, 66
Сахаров С.А.	219	Фесенюк М.В.	143
Селезнёва Н.В.	229	Филиппов В.В.	106
Семенов В.Н.	14	Филипьев Р.А.	80, 217
Семенов С.В.	223, 225	Фомин А.А.	69, 72, 181
Семенова И.П.	18, 43,165		
Семенова Л.М.	223, 225	Хаджиева О.Г.	29
Сенкевич К.С.	195	Хаймович П.А.	108, 111
Сидоров С.А.	27	Халикова Г.Р.	189, 191
Сизов В.В.	78	Храмков А.С.	23, 25
Ситников Н.Н.	203	Храмцова К.Д.	101
Скоренцев А.Л.	197	-	
Скоробогатов М.С.	193	Царенко Ю.В.	153
Скородумов П.А.	63, 65	Цветков А.В.	214
Скородумов С.В.	19	Цветкова К.Ю.	199
Слесаренко В.Ю.	177	Целлермаер В.Я.	79
Слуцкер А.И.	4		
Смирнова Е.С.	90	Чемеркина М.В.	65
Соколовская Э.А.	19	Черепанов Г.А.	222
Старовацкая С.Н.	82	Черняева Е.В.	108, 111
Старостенков М.Д.	20,171	Чиванов А.В.	66
Стекольникова Е.Ю.	225	Чувильдеев В.Н.	74, 85, 87, 90, 93,
Столбоушкина О.А.	80, 83		95,103
Сундеев Р.В.	10	Чуканов А.Н.	21
Танг Гоун	83	Шалимова А.В.	10
Телегин С.В.	72	Шарапова В.А.	101
Тепина Е.А.	19	Шеляков А.В.	203
Титоров Д.Б.	35	Шляпин С.Д.	195
Токарев В.Л.	220	Шляхова Г.В.	147
Толмачев Т.П.	62	Шотин С.В.	103
Трифонов В.Г.	189, 191	Шпилева А.А.	137
Тряев П.В.	90	Штейнгауэр А.Б.	69, 72
Тукеева М.С.	179, 218	Шуйцев А.В.	205
Туч Е.В.	231	Шурыгина Н.А.	6
Тыкин И.А.	33		
Тюрьков М.Н.	149, 232	Щавлева А.В.	85
Тялин Ю.И.	116		
Тялина В.А.	116	Яковенко А.А.	120
		Яковлев А.В.	27
Уварова С.С.	219	Ясников И.С.	149, 151
Усеинов С.С.	10		

Содержание

Стр.

Викарчук А.А., Романов А.Е. (Тольятти, Санкт-Петербург) ЭФФЕКТИВНЫЕ НАНОКАТАЛИЗАТОРЫ НА ОСНОВЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ	3
Слуцкер А.И., Гиляров В.Л., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (Санкт-Петербург) ТЕРМОСТИМУЛИРОВАННАЯ ТУННЕЛЬНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НА- НОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ.	4
Глезер А.М. (Москва) ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ИНТЕН- СИВНОЙ (МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ) ДЕФОРМАЦИИ.	5
Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е., Блинова Е.Н. (Москва) ИНЖЕНЕРИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	6
Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Дорогов М.В. (Тольятти) МЕХАНИЗМЫ РОСТА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ПОДЛОЖКАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА	7
Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В., Усеинов С.С. (Москва, Троицк) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКО- НИЯ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	10
Прохоров Д.В., Коржов В.П., Карпов М.И., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В. (Черного- ловка, Белгород) ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb–Al	11
Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В. (Черного- ловка, Белгород) ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ МА- ТЕРИАЛОВ С МИКРОРАЗМЕРНЫМИ СЛОЯМИ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ИНТЕР- МЕТАЛЛИДОВ НИОБИЯ С АЛЮМИНИЕМ И КРЕМНИЕМ	12
Коржов В.П., Карпов М.И., Семенов В.Н., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Желтякова И.С., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В. (Черноголовка, Белгород) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ Nb-Si, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКОЙ	14
Алехин В.П. (Москва) ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ	16
Семенова И.П., Валиев Р.З. (Уфа) ПРИНЦИПЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕР- НИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИ- ЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	18
Папина К.Б., Тепина Е.А., Скородумов С.В., Соколовская Э.А., Кудря А.В. (Москва) ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ ПРИЧИН РАЗБРОСА ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ	19
Андрухова О.В., Гурова Н.М., Ломских Н.В., Никифоров А.Г., Старостенков М.Д. (Барнаул)	20

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ. КИНЕТИКА ПРОЦЕССА.	
Чуканов А.Н. (Тула) ПЕРСПЕКТИВЫ МЕТОДА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ОЦЕНКЕ ПОВРЕЖДЕН- НОСТИ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ	21
Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В., Храмков А.С. (Самара) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ И ИСХОДНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ БЕРИЛЛИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ В СТАРЕЮЩИХ МЕДНО-БЕРИЛЛИЕВЫХ СПЛАВАХ	23
Храмков А.С., Покоев А.В. (Самара) ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НИКЕЛЯ НА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ Си–2 вес.% Ве ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	25
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А. (Тамбов) ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	27
Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО АЛЮМИНИДА ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ	29
Плотников А.В., Гринберг Б.А., Власова А.М. (Екатеринбург) АВТОБЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ ТИПА Ni ₃ Al: ОБ- НАРУЖЕНИЕ ЭФФЕКТА И ЕГО ИНТЕРПРИТАЦИЯ	31
Иноземцев А.В., Гринберг Б.А., Волкова А.Ю., Тыкин И.А. (Екатеринбург) ПРОЦЕССЫ МАССОПЕРЕНОСА И ПЕРЕМЕШИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ С ОГРА- НИЧЕННОЙ ВЗАИМНОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ В ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ (МЕДЬ – ТАНТАЛ)	33
Титоров Д.Б. (Ижевск) ВВЕДЕНИЕ В АТОМАРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ	35
Макаров А.В. (Екатеринбург) НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	38
Растегаева И.И., Викарчук А.А., Растегаев И.А. (Тольятти) МЕТОД ОПТИМИЗАЦИИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ЖИДКОСТЕЙ	40
Власова А.М., Гринберг Б.А., Антонова О.В. (Екатеринбург) БЛОКИРОВКА (с+а)-ДИСЛОКАЦИЙ В МАГНИИ БЕЗ ПОМОЩИ ВНЕШНЕГО НАПРЯЖЕНИЯ	41
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Семенова И.П., Мурашкин М.Ю. (Орен- бург, Уфа) ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИА- ЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	43
Ромшина М.А. (Тольятти) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН ДЕФОРМАЦИИ СТУПИЦ МУФТЫ СИНХРОНИЗА-	46

ТОРА 2108-1701119 ПОСЛЕ ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ	
Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. (Новокузнецк) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ГРАДИ- ЕНТНОЕ СТРОЕНИЕ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРО- МЕДНЕНИЯ	47
Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. Батаев В.А. (Новокузнецк, Новосибирск) ФРАКТОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРО- ВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	50
Бащенко Л.П., Ефименко И.Т., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА РАС- ПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ	53
Камышанченко Н.В., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С., Печерина О.А. (Белгород) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИ- ЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЯ.	55
Камышанченко Н. В., Печерина О. А., Гальцев А. В. (Белгород) МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЧИСТОГО НИКЕЛЯ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА.	57
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А. (Витебск/Беларусь) НАВЕДЕНИЕ ТЕРМОЭДС В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ НАГРЕВЕ	59
Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Марченков В.В., Брытков Д.А., Антонова О.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНОНИ- КЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМА- ЦИИ	62
Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Скородумов П.А. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗ- ДЕЙСТВИЯ	63
Федоров В.А., Чемеркина М.В., Кузнецов П.М., Скородумов П.А. (Тамбов) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОГЕРЕНТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ПОВЕРХНОСТЬЮ КРИ- СТАЛЛОВ GaAs	65
Новиков Г.В., Федоров В.А., Чиванов А.В., Нестеров К.О. (Тамбов) ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕ- ФОРМАЦИИ ЩГК ПОСЛЕ β-ОБЛУЧЕНИЯ	66
Протасова В.А., Гомон Е.В., Протасова Н.В. (Саратов) НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ БИОАКТИВНЫЕ ПЛАЗМОНАПЫЛЕННЫЕ ПО- КРЫТИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ	67
Штейнгауэр А.Б., Лясников В.Н., Фомин А.А., Папшев В.А., Мезенцов С.А. (Саратов) ФРАКТАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАЗМОНАПЫЛЕННЫХ БИОКЕРАМИ- ЧЕКИХ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ	69

Штейнгауэр А.Б., Фомин А.А., Лясников В.Н., Телегин С.В. (Саратов) ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ С ТЕРМИЧЕ- СКОЙ АКТИВАЦИЕЙ ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ	72
Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНО- ГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	74
Бессонов Д.А., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Мясникова М.В., Коновалов С.В., Гро- мов В.Е. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20Х13, ФОРМИРУЮЩЕЕСЯ ОБЛУЧЕНИЕМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	76
Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Кульков С.Н. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ СЛАБЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ ПРО- ЦЕССА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ АЛЮМИНИИ	77
Горбунов С.В., Воробьев С.В., Сизов В.В., Иванов Ю.Ф., Пономарева М.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛО- КАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛО- ВОЙ УСТАЛОСТИ	78
Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Полтояйен З.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ЧУ- ГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИИ	79
Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Филипьев Р.А., Невский С.А., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ СЛАБЫХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПЛА- СТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЯ	80
Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Белоусова Я.В., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ МА- ЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	81
Старовацкая С.Н., Коновалов С.В. (Новокузнецк) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ПРОГРАММИРОВА- НИЯ ДЛЯ ЗАДАЧ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МАТЕРИА- ЛОВ	82
Романов Д.А., Будовских Е.А., Танг Гоун, Столбоушкина О.А., Громов В.Е. (Ново- кузнецк) ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ті–В–Си, СФОРМИ- РОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	83
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Щавлева А.В., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Копылов В.И. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ОПТИМАЛЬНОГО РАЗМЕРА ЗЕРНА ДЛЯ ВЫСОКОСКОРО- СТНОЙ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОКРИ- СТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	85

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Мелехин Н.В., Копылов В.И. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛ- ЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ И НИЗКОТЕМ- ПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	87
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Мелехин Н.В., Козлова Н.А., Смирнова Е.С. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ТИТА- НОВЫХ СПЛАВОВ	90
Мелёхин Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ СТАБИЛИЗИРУЮЩИХ НАНО- ЧАСТИЦ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Сu–Cr–Zr	93
Бутусова Е. Н., Котков Д.Н., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН КОРРОЗИОННОЙ УС- ТАЛОСТИ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ	95
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МА- ТЕРИАЛОВ АМД-МЕТОДАМИ	97
Кустов А.И., Мигель И.А. (Воронеж) АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИ- ЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	99
Мальцева Л.А., Шарапова В.А., Озерец Н.Н., Мальцева Т.В., Храмцова К.Д. (Екатеринбург) РОЛЬ ЛЕГИРОВАНИЯ КОБАЛЬТОМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА И ТЕМПЕРА- ТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В АУСТЕ- НИТНЫХ СТАЛЯХ НА Fe-Cr-Ni OCHOBE	101
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Писклов А.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗ- МЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙ- СТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	103
Филиппов В.В., Власов А.Н. (Липецк) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ ПРИ ЗОНДОВЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ В АНИЗОТРОПНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛЕНКАХ	106
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Харьков/Украина, Тольятти) ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ1-0, ПРО- ШЕДШЕГО КВАЗИГИДРОЭКСТРУЗИОННУЮ ОБРАБОТКУ ПО РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ	108
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Харь- ков/Украина, Тольятти) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 НА ЕГО «АКУСТИЧЕСКОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ»	111

Костикова А.В., Козлов В.В., Муратов Д.Г. (Москва/Россия) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИК-НАГРЕВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТА FeNi ₃ /C	113
Тялин Ю.И., Тялина В.А. (Тамбов) ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ	116
Назаров В.В. (Москва) ПОЛЗУЧЕСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ТРУБЫ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ВОДОРОДА	118
Яковенко А.А. (Тула) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ПА- РАМЕТРОВ ДЕСТРУКЦИИ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	120
Гувалов А.А., Ганбаров Д.М. (Баку/Азербайджан) ВЫСОКОПРОЧНЫЕ БЕТОНЫ С ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫМИ ДОБАВКАМИ	123
Гувалов А.А., Гувалов М.А. (Баку/Азербайджан) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВУЛКАНИЧЕСКОГО ПЕПЛА ДЖЕЙРАНЧЕЛЬ- СКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ НА СВОЙСТВА ЦЕМЕНТА	125
Мухаметрахимов М.Х. (Уфа) ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЧЕРЕЗ НАНОСТ- РУКТУРИРОВАННУЮ ПРОСЛОЙКУ ИЗ СПЛАВА ТiNi	128
Мухаметрахимов М.Х. (Уфа) ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛА- ВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	131
Мухаметрахимов М.Х. (Уфа) ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ОДНОРОДНЫХ И РАЗНОРОДНЫХ МАТЕ- РИАЛОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	134
Ким В.А., Бутин А.В., Башков О.В., Шпилева А.А., Белова И.В. (Комсомольск-на- Амуре) КОМПЛЕКСНЫЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МИКРОСТРУКТУР- НОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	137
Любименко Е.Н., Гольцова М.В. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИНДУЦИРОВАННОЕ ВОДОРОДОМ ФОРМО- ИЗМЕНЕНИЕ ПАЛЛАДИЕВОЙ ПЛАСТИНЫ	139
Колубаев Е.А., Гончаренко И.М., Лобач М.И., Колубаева Ю.А. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ТВЕРДЫМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ТРЕНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТОЭМИССИИ	141
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Ильичев Л.Л., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р. (Оренбург) ВРЕМЯ ДО ЗАРОЖДЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СТАЛЬНЫХ ОБРАЗ- ЦАХ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ, НАНЕСЕННЫМ ПРИ ТЕМПЕ- РАТУРЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	143
Кашапов М.Р., Иштеряков В.И., Безроднов А.А., Клевцов Г.В., Клевцова Н.А. (Орен- бург) МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В СУБ- МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И КРУПНОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ	145

Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МНОГОЖИЛЬНОГО СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА NbTi	147
Ясников И.С., Денисова Д.А., Тюрьков М.Н., Прохоров П.Э. (Тольятти) МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ, НАСЫЩЕННЫХ ДВОЙНИКОВЫМИ ГРАНИЦАМИ, ПУТЁМ КОМПАКТИРОВАНИЯ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ	149
Ясников И.С., Денисова Д.А., Прохоров П.Э., Ведутенко Е.А. (Тольятти) РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОДНОКОМПОНЕНТНЫХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ С ГАБИТУСОМ, БЛИЗКИМ К ДОДЕ- КАЭДРИЧЕСКОМУ	151
Рубаник В.В., Царенко Ю.В. (Витебск/Беларусь) ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОСТОЙ- КИХ КАБЕЛЕЙ	153
Лосев А.Ю., Потапов А.Е., Музыка П.А., Манухина Д.В. (Калуга) РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНОЙ СРЕДЫ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ВЫЧИСЛЕНИЙ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ИСТОЧНИКА ФРАНКА-РИДА В УСЛОВИЯХ КОМПЛЕКС- НОГО НАГРУЖЕНИЯ	155
Арзыматов А.К., Оморов Н.А., Пазылов Ш.Т. (Ош, Джалал-Абад, Биш- кек/Кыргыстан) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1561 В РЕЖИМАХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	157
Наими Е.К., Валянский С.И. (Москва) СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР. МЕТОД ОПТИ- ЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАЗМОННОЙ МИКРОСКОПИИ.	159
Майдан Д. А. (Самара) САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ НИТ- РИДОВ МЕТАЛЛОВ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА С ПРИМЕНЕНИЕМ АЗИДА НАТРИЯ И ГАЛОИДНЫХ СОЛЕЙ АММОНИЯ	162
Бараз В.Р., Федоренко О.Н., Картак Б.Р. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ НА- НОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР И СВОЙСТВ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	163
Габитова С.А., Полякова В.В., Семенова И.П. (Уфа) МИКРОСТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ті–6АІ–7Nb ELI, ПОЛУЧЕННОГО ИН- ТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	165
Маркова Ю.М., Оленин М.И., Горынин В.И. (Санкт-Петербург) ПОВЫШЕНИЕ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А С ПОМОЩЬЮ КОМБИНИРОВАННОГО ОТПУСКА	167
Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М. (Санкт-Петербург) КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В НЕРЖАВЕЮ- ЩИХ СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ, ПО ДАННЫМ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ	169
Мясниченко В.С., Старостенков М.Д. (Барнаул)	171

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕ- СКИХ КЛАСТЕРОВ С ПЛОТНОЙ УПАКОВКОЙ	
Камышанченко Н.В., Кунгурцев М.С., Кунгурцев Е.С., Печерина О.А. (Белгород) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ВТ1-0 НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ И ПРОЧ- НОСТНЫЕ СВОЙСТВА.	173
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Журавлев Р.Н. (Санкт-Петербург) ПРОИЗВОДСТВО ПОЛЕЗНОЙ РАБОТЫ СПЛАВОМ ТіNi И ЕГО ФУНКЦИО- НАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ	175
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Слесаренко В.Ю. (Санкт-Петербург) ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti _{40.7} Hf _{9.5} Ni _{44.8} Cu ₅	177
Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г., Тукеева М.С., Найденкин Е.В., Рааб Г.И., Добаткин С.В. (Томск, Москва) ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИ- СТЫХ СТАЛЕЙ 06МБФ И 10Г2ФТ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬ- НОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	179
Папшев В.А., Лясников В.Н., Фомин А.А. (Саратов) МИКРО- И НАНОСТРУКТУРА ЭЛЕКТРОПЛАЗМЕННЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ ГИДРОКСИАПАТИТОВЫХ ПОКРЫТИЙ	181
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. (Екатеринбург) ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПАРАДИГМЫ СТРУКТУР. ЭЛЕМЕНТ ШЕСТОГО УРОВНЯ ПОНЯТИЙ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	183
Михайлов С.Б.,Михайлова Н.А. (Екатеринбург) (I) - КАРТОЧКА МАТЕРИАЛА. ЭЛЕМЕНТ СЕДЬМОГО УРОВНЯ ПОНЯТИЙ МА- ТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	185
Карпухин М.В. (Самара) РАЗРАБОТКА СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКОГО СПОСОБА И ПРОГРАММНО- АППАРАТУРНОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ ОЦЕНКИ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТ- РОВ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА УЗЛОВ ТРЕНИЯ	187
Халикова Г.Р., Трифонов В.Г. (Уфа) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖИДКОШТАМПОВАННЫХ ЗА- ГОТОВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	189
Халикова Г.Р., Трифонов В.Г. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 В ЖИДКОШТАМПОВАННЫХ ЗАГОТОВКАХ	191
Скоробогатов М.С. (Рубцовск) ВИЗУАЛИЗАЦИЯ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СПЛАВА Ni₃Al ПРИ ВОЗ- ДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	193
Сенкевич К.С., Князев М.И., Рунова Ю.Э., Шляпин С.Д. (Москва) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФФУЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ TiNi С ТИТАНОМ	195
Русин Н.М., Скоренцев А.Л. (Томск) МОДИФИКАЦИЯ ТРИБО-МЕХАНИЧЕСКИХ свойств СПЕЧЕННОГО СПЛАВА Al- Sn МЕТОДОМ РКУП	197

Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. (Екатеринбург) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СТАЛЕЙ ДОЭВТЕКТОИДНОГО КЛАССА	199
Муктаров О.Д., Перинский В.В., Перинская И.В., Лясников В.Н. (Саратов) ИК – СПЕКТРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ТИПА ВТ1-00 ОБЛУЧЕННОГО УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ АЗОТА	201
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Менушенков А.П., Коледов В.В. (Москва) АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ БЫСТРОЗАКА- ЛЁННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi-TiCu С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	203
Шуйцев А.В. (Тула) РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ИЗМЕРЕНИЯ НИЗКОЧАСТОТНОГО ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ	205
Сарычев К.Ю., Волошина М.С., Мясникова В.И. (Новокузнецк) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ СВЯЗИ ПРИМЕСЕЙ С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН ПО БИ- НАРНЫМ ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЯ	207
Домкин К.И., Недорезов В.Г. (Пенза) ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА САМОВОССТАНАВЛИВАЮЩИХСЯ ПРЕДО- ХРАНИТЕЛЕЙ ИЗ ПОЛИМЕРНО-УГЛЕРОДНЫХ НАНОДИСПЕРСНЫХ КОМПО- ЗИЦИЙ	208
Давыдов О.В. (Пермь) ВОЗНИКНОВЕНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В МЕТАЛ- ЛИЧЕСКОМ КРИСТАЛЛЕ	210
Давыдов О.В. (Пермь) ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ	212
Кисиленко И.А., Попов В.М., Цветков А.В. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЧИСТОВОЙ ВЫРУБКИ	214
Филипьев Р.А., Горюшкин В.Ф. (Новокузнецк) СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТЬЮ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ	217
Тукеева М.С., Захарова Г.Г., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г. (Томск) ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПО- СЛЕДУЮЩИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕ- ХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ 110Г13	218
Кугаенко О.М., Петраков В.С., Уварова С.С., Бузанов О.А., Егоров В.Н., Сахаров С.А., Поздняков М.Л. (Москва, Санкт-Петербург) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ЛАНТАН-ГАЛЛИЕВОГО ТАНТАЛАТА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	219
Жилин А.С., Токарев В.Л., Никифорова С.М., Грачев С.В. (Екатеринбург) СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ОТОЖЖЕННЫХ УГЛЕРОДСОДЕР- ЖАЩИХ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ	220
Грачев С.В., Жилин А.С. (Екатеринбург) СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ	221

Гриненко М.А., Черепанов Г.А., Московских О.П., Грачев С.В. (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ГОМОГЕНИЗАЦИИ АЛЮМИ- НИЕВОГО СПЛАВА 7050	222
Семенова Л.М., Бахрачева Ю.С., Семенов С.В. (Волгоград, Волжский) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОЦЕСС НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА АТМОСФЕРЫ	223
Семенова Л.М, Бахрачева Ю.С., Семенов С.В., Стекольникова Е.Ю. (Волгоград, Волжский) ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИИ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ	225
Зайцев Д.В., Григорьев С.С., Панфилов П.Е. (Екатеринбург) ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛАХ С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	227
Зайцев Д.В., Ивашов А.С., Мандра Ю.В. (Екатеринбург) ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ ПЛОМБИРОВОЧНЫХ МАТЕ- РИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ	228
Ахидова Е.А., Селезнёва Н.В., Панфилов П.Е. (Екатеринбург) МЕХАНИЗМЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В TiX ₂ (X = S,Se,Te).	229
Радченко П.А., Радченко А.В. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	230
Радченко А.В., Радченко П.А., Туч Е.В., Кривошеина М.Н. (Томск) СРАВНЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ НА ДИНА- МИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОРГАНОПЛАСТИКОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕ- ТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	231
Морозов А.П. (Самара) АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПО- ВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ИС- ПЫТАНИЙ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПОЛЗУЧЕСТЬ	232
Мерсон Д.Л., Боброва О.М., Вагапов М.А., Тюрьков М.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ	232
СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ ОТ КОМПАНИИ ИНСТРОН	235
ФГБОУ ВПО ТОЛЬЯТТИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕ- ТИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР	237
Именной указатель	239
Научное издание

V Международная школа «Физическое материаловедение», VI Всероссийская молодежная научная конференция "Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений"

сборник материалов

26 сентября – 1 октября 2011 г. Тольятти, Россия

В авторской редакции

Компьютерная верстка и дизайн обложки Черняевой Е.В.