XIX Международная конференция

“Физика прочности и пластичности материалов”

8–11 июня 2015 года
Самара, Россия

Сборник тезисов

Самара, 2015

Министерство образования и науки Российской Федерации

Научный совет РАН по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов

Самарский научный центр РАН

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

Самарский государственный технический университет

XIX Международная конференция

Физика прочности и пластичности материалов

8-11 июня 2015 года
Самара, Россия

С б о р н и к т е з и с о в

Самара 2015

Печатается по решению редакционно-издательского совета СамГТУ

УДК 539.4+620.1+669.017
ББК 22.251+34.43+30.3
Ф50

Конференция проводится при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 09-02-06084-г)

Редактор-составитель
Е. В.Черняева

Рецензент
Доктор физико-математических наук, профессор
В.Н.Миронов

Ф 50 Физика прочности и пластичности материалов: сб. тез. XIX Международной конференции /ответственный редактор *Штеренберг А.М.* – Самара: Самарский гос. тех. ун-т, 2015. – 254 с.

ISBN 978-5-7964-1836-9

Тезисы публикуются в авторской редакции.

УДК 539.4+620.1+669.017
ББК 22.251+34.43+30.3
Ф50

ISBN 978-5-7964-1836-9

© Авторы, 2015
© Самарский государственный технический университет, 2015

ЧТО МЫ ЗНАЕМ И ЧЕГО НЕ ЗНАЕМ О БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Глезер А.М.

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

Критически проанализированы подходы, предложенные для описания процессов структурообразования и формирующихся механических свойств при больших пластических деформациях. С единых позиций рассмотрены микропластическая, макропластическая и мегапластическая деформации как этапы единого процесса пластического формоизменения твердых тел. Показано, что в процессе больших (мегапластических) деформаций обязательно должны быть эффективно реализованы дополнительные каналы диссипации упругой энергии и что структурные изменения при больших деформациях характеризуются определенной цикличностью. Граница существования мегапластической деформации определена как граница действия одного из эффективных каналов диссипации упругой энергии (динамическая рекристаллизация, дислокационно-дисклинационная аккомодация, фазовые превращения, включая взаимные переходы «кристалл ⇔ аморфное состояние». При обычных (макроскопических) деформациях происходит в основном накопление упругой энергии, и лишь на стадии мегадеформации включаются мощные диссипативные процессы. Подчеркнута важная роль в наблюдающихся процессах структурообразования точечных дефектов и градиентов упругих напряжений, существенно увеличивающих диффузионную подвижность атомов на стадии больших деформаций при комнатных и криогенных температурах.

В случае реализации динамической рекристаллизации в качестве канала релаксации упругой энергии при мегадеформации предложена «двухфазная» модель структурообразования, при которой структура и механические свойства чистых металлов и твердых растворов может быть описана как статистическая смесь двух «фаз» в виде дислокационных фрагментов, образовавшихся при деформации по механизму В.В. Рыбина, и динамически рекристаллизованных зерен.

В случае аморфизации признаком перехода в область мегадеформаций может служить появление в структуре микрообластей аморфной фазы. Если действуют одновременно несколько вышеупомянутых каналов диссипации (относительно редкий случай), то граничное значение деформации соответствует проявлению первого из них. Конкретная «дорожная карта» структурных перестроек при больших пластических деформациях определяется рядом факторов: температурой, величиной барьера Пайерлса дислокаций и их способностью к диффузионным перестройкам, разностью свободных энергий кристаллического и аморфного состояний. Подчеркнуто, что одним из способов реализации мегадеформации является сверхпластичность. Предложенная концепция структурообразования при больших деформациях подтверждена многочисленными экспериментами.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант 14-12-00170).

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОХИМИИ

Штеренберг А.М

ФГБОУВПО Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия
ashter53@mail.ru

В настоящее время широко распространено получение новых нано- и микроструктурных материалов методами плазмохимии, в частности, в газовом разряде при низких давлениях в химически активной среде. Разработанные технологии позволяют синтезировать покрытия с различными структурами - от сплошных однородных полимерных пленок до покрытий, состоящих в основном из нанодисперсного полимерного порошка. Применяется и получение комбинированных наносистем с различной степенью внедрения дисперсных частиц в полимерные матрицы. Формирование материалов с заданной структурой определяется целым рядом факторов, определяемых исходными веществами и условиями синтеза. Для газовых разрядов пониженного давления основные факторы - это вид разряда (постоянного или переменного тока НЧ, ВЧ или СВЧ); тип исходного мономера; давление в реакторе; плотность тока разряда; проточный режим или режим однократного напуска, место синтеза покрытия.

Были проведены исследования кинетики роста полимеров с перспективными свойствами, в том числе антибиотическими, синтезированными из адамантана; 3-нитро-1-адамантан карбоновой кислоты; 1,2 диметиладамантана. Использовался плазмохимический реактор на постоянном токе и токе частотой 1 кГц. Диапазон исходных давлений 10–120 Па, плотности тока разряда 0,1–15 А/м^2, разность потенциалов на электродах до 2 кВ.

Формируемые структуры зависят от наличия процессов полимеризации в объеме реактора, приводящих к синтезу дисперсных частиц порошка разных размеров. Экспериментально было установлено, что в процессе тлеющего разряда в парах адамантана и его производных указанные процессы объемной полимеризации ярко выражены. Их наличие определяет структуру полимеров на любых поверхностях, в том числе и на электродах. Было установлено, что дисперсные частицы активно встраиваются в пленки на катоде и значительно реже в пленки на аноде. Поэтому формирующиеся структуры отличаются в зависимости от условий формирования даже в одном процессе. Виды структур (представлены на рис. 1) изучались с помощью сканирующей электронной микроскопии (Jeol JSM-6390A). Скорости роста полимеров из адамантана, 3-нитро-1-адамантан карбоновой кислоты и 1,2 диметиладамантана в равны 0,5 – 0,9 нм/с на аноде; 4,2–4,8 нм/с на катоде и электродах в разряде переменного тока; 0,1–0,3 нм/с на подложках и зондах под «плавающим потенциалом» для выбранных диапазонов параметров разряда. Из полученных результатов следует, что плазмохимический синтез является эффективным методом формирования различных полимерных структур с заданными свойствами.

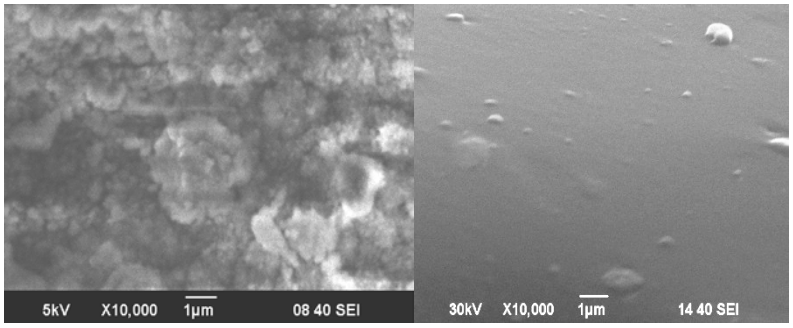


Рис. 1. Фотографии поверхности пленок из адамантана на катоде (слева) и аноде (справа) после 160 с горения тлеющего разряда в парах адамантана. Давление 80 Па, плотность тока разряда 6 А/м^2.

ЖАРОПРОЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb-Si, Nb-Al, Ti-Al

Карпов М.И.

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

Создание новых поколений высокоэкономичных газотурбинных двигателей (ГТД) требует разработки новых жаропрочных сплавов, обеспечивающих возможность повышения температур рабочего газа на входе в турбину до 1600–1700°С. Существующие в настоящее время жаропрочные сплавы на основе никеля и его интерметаллида Ni3Al ограничены температурой эксплуатации 1100–1150°С. Возможности повышения этой температуры путем дополнительного легирования ограничены температурой плавления основы – интерметаллида Ni3Al ~ 1400°С. Целью настоящей работы являлось исследование возможности создания жаропрочных материалов на более тугоплавкой основе.

В работе представлены результаты исследований ИФТТ РАН по созданию новых жаропрочных материалов на основе систем ниобий-кремний, ниобий алюминий и титан-алюминий и технологий их получения.

Образцы сплава на основе системы Nb–Nb3Si, близкого по составу к эвтектическому, сложно легированного элементами IV–VI b групп и другими элементами, получали методом направленной кристаллизации, используя в качестве метода получения исходного материала плавку во взвешенном состоянии в атмосфере аргона. Испытания механических свойств проводили методом 3-х точечного изгиба в атмосфере аргона при температурах 1300°С. Определяли кратковременную прочность и 100-часовую по результатам испытания на ползучесть. Полученные образцы имели в структуре две основные составляющие: твердый раствор на основе ниобия и твердый раствор на основе интерметаллида Nb5Si3. Увеличение скорости вытягивания с 1,25 до 10 мм/мин приводит к уменьшению диаметра эвтектических колоний в 2 раза. При этом происходит снижение 100-часовой прочности с 258 МПа при скорости вытягивания 1,25 мм/мин до 167 МПа при скорости вытягивания 10 мм/мин. Средние значения кратковременной прочности с увеличением скорости вытягивания увеличиваются от 925 МПа при скорости вытягивания 1,25 мм/мин до 1111МПа при скорости вытягивания 10 мм/мин.

Жаропрочный материал на основе системы ниобий – алюминий представлял собой композит, состоящий из чередующихся слоев сплава ниобия, легированного титаном, хромом, цирконием, молибденом и гафнием и слоев интерметаллида Nb3Al с находящимися внутри них слоев интерметаллида Nb2Al. Результаты испытаний на кратковременную прочность при комнатной температуре показали значения прочности σ= 927 МПа, при T = 1300°С σ = 420 МПа.

Жаропрочный материал на основе системы титан – алюминий представлял собой композит, состоящий из чередующихся слоев титана, легированного цирконием, молибденом и ниобием, и слоев интерметаллида Ti3Al, с находящимися внутри них слоев интерметаллида TiAl3. Кратковременная прочность образцов при комнатной температуре достигала 420 МПа, при 800°С – 730 Мпа

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 13-03-12220 офи.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

Пушин В.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия,

Представлен обзор работ по разработке и исследованию сплавов в основном цветных металлов с памятью формы различного конструкционного и функционального назначения и технологий их получения. Рассмотрены классификация сплавов, природа и механизмы формирования предпереходных явлений и собственно термоупругих мартенситных превращений (ТМП), их особенности при изменении температуры, приложении давления, магнитного поля, деформации. Обсуждается влияние легирования, внешних термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО), наноструктурных состояний на последующие структурные и фазовые превращения и эффекты памяти формы (ЭПФ) в наиболее перспективных сплавах на основе цветных металлов.

Анализируются принципы и технологические подходы создания различных высокопрочных и в том числе наноструктурных состояний в сплавах с ЭПФ. Показано, что к эффективным способам их получения относятся методы мегапластической деформации (МПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Установлено, что у большинства наноматериалов высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10% относительного удлинения). Сплавы никелида титана среди всех сплавов с ЭПФ проявляют наибольшую необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение и сужение (до 80%) при растяжении, а также вязкость при разрушении и износостойкость, что делает их незаменимыми при различных применениях.

Чрезвычайно полезным в фундаментальном аспекте изучения экстремальных внешних воздействий оказалось использование МПД кручением под высоким давлением. Обнаружено, что МПД, как и БЗР, может обеспечить предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации метастабильных сплавов на основе никелида титана. Важно, что при этом их аморфная матрица содержит в большом количестве нанообласти размером в несколько нанометров с сильно искаженной, но близкой к B2-решетке структурой, которые становятся центрами последующей нанокристаллизации B2-фазы уже при низкотемпературном отпуске. Такие сплавы отличаются рекордными значениями пределов прочности, текучести, реактивного напряжения при удовлетворительной пластичности (15–20%), сохраняют высокую термостабильность структуры и свойств, температурные, деформационные и силовые параметры ЭПФ. Необходимо отметить существенную роль не только наноразмерного эффекта, но и барьерного эффекта, обусловленного гетерогенным выделением дисперсных частиц избыточных фаз и контролирующего формирование наноструктур. В ряде важных применений сплавы никелида титана необходимы в виде прутков, полос, проволоки, ленты различных типоразмеров. Поэтому были разработаны сочетанные способы МПД, обеспечивающие их высокопрочное наноструктурное состояние.

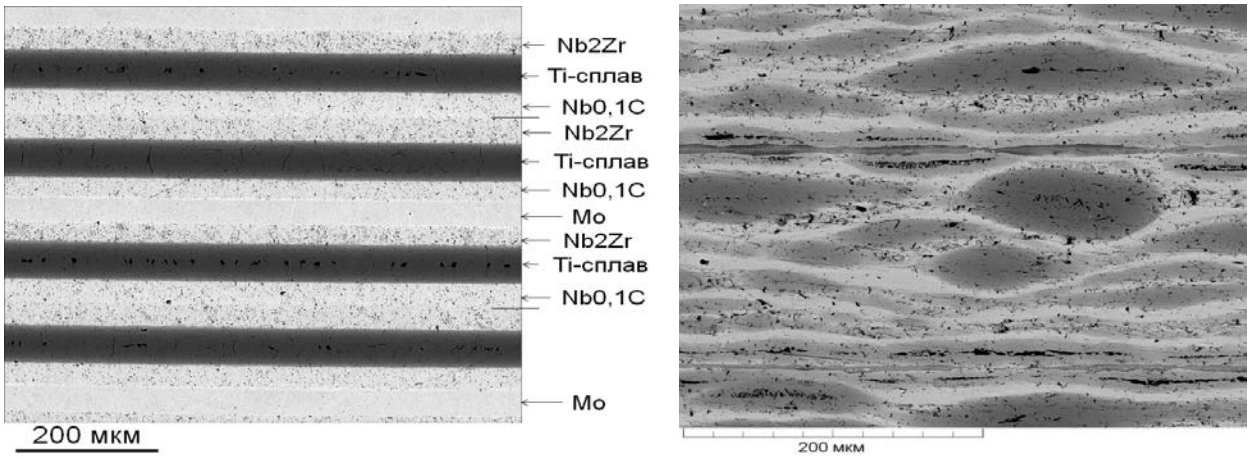
Работа частично поддержана грантами РФФИ №14-02-00379.

ТВЕРДОФАЗНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПЛАВОВ

Коржов В.П.

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

Методами диффузионной сварки (ДС) и пакетной прокатки за два цикла изготовлены опытные образцы жаропрочного материала со слоистой структурой. В первом цикле пакет собирался из тонких фольг сплавов ниобия Nb–2 мас.%Zr и Nb–0,1 мас.%C, Ti–сплава и Mo. Расположение слоёв в пакете даётся выражением NbZr/[Σ]/NbC/NbZr/[Σ]/NbC/NbZr…/[Σ]/NbC, где: [Σ]–[Ti-сплав/NbC/Mo/NbZr/Ti-сплав] (Ti-сплав: 10,0%Cr–7,3%Mo–2,6 мас.%Al, остальное или 80,1 мас.% – Ti). Количество: [Σ] – 5, NbZr – 5, NbC – 5 шт. Размеры пакета: 1,9×25×40 мм^3.



а *б*

Рис. 1. Структура пакета после ДС в 1-м цикле (*а*) и после ДС и прокатки во 2-м цикле (*б*)

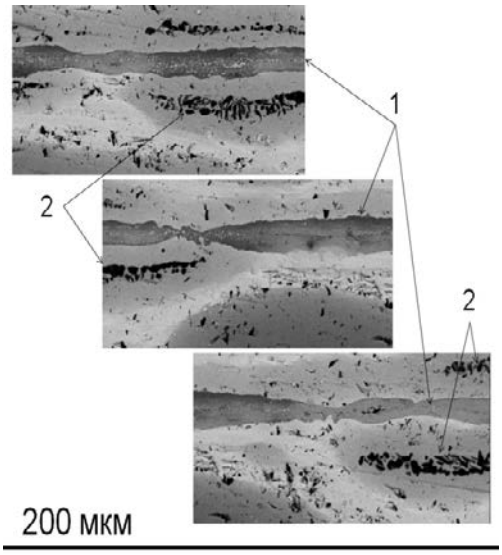


Рис. 2. Структура зоны между прослойками «после 1-го цикла»: 1 – слои MeX; 2 – скопления карбидных выделений

После сварки пакет прокатывался при комнатной температуре до толщины 0,2 мм и разрезался на отрезки установленной длины. Они использовались для сборки пакетов во 2-м цикле. На одну из наружных поверхностей ленточных отрезков наносился слой суспензии Si-порошка в поливинилбутирале. После высыхания клея собирался пакет, далее – ДС.

По результатам рентгеноспектрального анализа в структуре композита были выделены структурные составляющие, отличающиеся набором и содержанием элементов (мас.%): (1) сформировавшиеся на месте Ti-слоёв участки серого цвета, содержащие 51-69%Nb, 24-36%Ti, остальное – Cr, Mo, C и Al; (2) прерывистые слои светло-серого цвета из карбида Me_2C, где Me – Nb (75,5 ± 0,4%), Ti (12,5 ± 0,1%), Cr и Mo; (3) слои Nb-твердого раствора (~95,6%Nb) с C, Ti и Al; (4) слои с большой (96,5-73%) концентрацией Mo и углеродом от ~2,6 до ~8,4% (поэтому нельзя отрицать образования

карбидной фазы с Mo); (5) включения монокарбида NbC_{1-x}; (6) включения титан-ниобиевого карбида MeC, где Me – Ti и Nb (рис. 2,2); (7) слои кремниево-углеродного соединения с ниобием MeX, где Me – Nb и Ti, X – Si и C (рис. 2,1).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

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

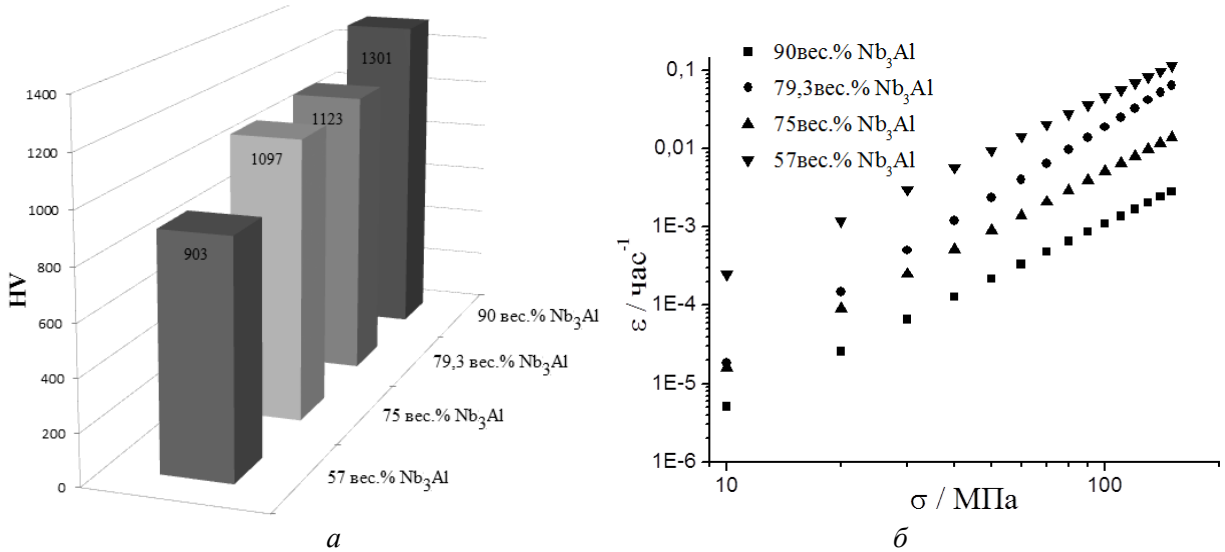
Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
prohorov@issp.ac.ru

В работе представлены экспериментальные данные по получению и исследованию зависимости механических свойств от структуры жаропрочных порошковых композитов с интерметаллидным упрочнением.

В качестве объектов исследования были выбраны жаропрочные сплавы на основе системы Nb–Al. Приготовленные методом порошковой металлургии из порошков Nb и заранее синтезированного, методом левитационной плавки, интерметаллида Nb_3Al. Порошки с различным содержанием компонент смешивались на планетарной шаровой мельнице в течение 20 ч в атмосфере аргона. Приготовленные таким образом смеси консолидировали методом спекания под давлением в специальной графитовой пресс-форме.

Полученные образцы представляли собой диски толщиной 2–2,5 мм и диаметром 40–42 мм. Из дисков вырезали брусочки шириной ~ 2 мм для механических испытаний на ползучесть и трехточечный изгиб. На одном из поперечных сечений готовили металлографический шлиф для исследования структуры полученных образцов.

На рисунке 1 представлены результаты механических испытаний полученных образцов: *а* – зависимость микротвердости, при комнатной температуре, от содержания заложенного интерметаллида Nb_3Al и *б* – зависимости скорости деформации ползучести от напряжения при T = 1300°C для композитов с различным содержанием за шихтованного интерметаллида.



а *б*

Рис. 1. *а* – зависимость микротвердости от содержания заложенного интерметаллида, *б* – зависимости скорости деформации ползучести от напряжения при T = 1300°C для композитов с различным содержанием за шихтованного интерметаллида

Следует отметить, что по экспериментальным зависимостям определяются скорости ползучести при различных нагрузках. И в зависимости от вычисленной скорости ползучести строятся зависимости скорости деформации ползучести от напряжения, представленные на рис. 1*б*. А при измерении микротвердости, рис. 1*а*, не наблюдалось образование трещин на вершинах отпечатка, что указывает на удовлетворительную трещиностокость полученных сплавов.

МИКРОСТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ – ОСНОВНОЙ ФАКТОР ИЗМЕНЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ

Тихонов А.К.

« Председатель российского Общества металловедения и термообработки», Тольятти, Россия,
AK.Tihonov@vaz.ru

1 ноября 2014 г. исполнилось 175 лет Дмитрию Константиновичу Чернову, гениальному русскому инженеру-ученому, металлургу, открывшему критические точки a и b , которые легли в основу диаграммы железо–углерод и микроструктуры в теории термической обработки стали. При отработке технологии производства микролегирования кальциевой стали АЦ20ХГНМ на Челябинском и Оскольском металлургических комбинатах, незначительные изменения количественного соотношения содержания раскислителей и модификаторов вызвали принципиальные изменения состава и морфологии неметаллических включений и зерна. Это принципиально повлияло на механические и технологические свойства металла. Влияние наследственности, или, как сейчас начали говорить, генной инженерии на технологические и эксплуатационные свойства металлов показано в работах В.Д. Садовского, по сталям, по алюминиевым сплавам В.И. Никитиным и другими учеными. [1, 2, 3.] При изменении технологии выплавки и микролегирования произошло изменение микроструктуры, в глобулярную форму сульфидов 75 мкм и измельчение зерна (при вытянутой форме они 290мкм) и в результате увеличена скорость резания на 30–40%, снижен расход инструмента в 1,5–4 раза снижены деформации при закалке и 1,5 увеличен ресурс деталей. Увеличение временного сопротивления разрыву и ударной вязкости позволило конструкторам изменить модуль зуба шестерён с 2,5 на 2,1, а это повлекло за собой резкое уменьшение деформации зуба и в итоге уменьшение шума коробки перемены передач в эксплуатации и увеличение скорости. Для холоднокатаного проката выявили возможность управлять выделением избыточных фаз еще и в процессе рекристаллизационного отжига. Это связано с тем, что в этом случае на сформировавшихся при охлаждении смотанного рулона наноразмерных частицах карбонитрида ниобия, при дальнейшем охлаждении происходит осаждение глобулярного цементита с образованием комплексных выделений. Это позволяет при меньшей продолжительности отжига получить стабильный комплекс свойств и более высокую пластичность от19% до 26%, особенно при использовании замедленного охлаждения после отжига, которое приводит к глобулярного осаждению цементита на наночастицах карбонитрида ниобия, укрупняя их от 10 нм до 30-50 нм. Все эти исследования подтверждены микрофотографиям.

1. В.Д. Садовский Структурная наследственность в стали. М.Металлургия.1973.208с.
2. В.И. Никитин К.В.Никитин Наследственность в литых сплавах М.Машиностроение.2005. 475с.
3. А.К.Тихонов и др. Патент № 2039119 «Сталь».

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДНОГО КОМПОЗИТНОГО СПЛАВА ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

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

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,
г. Киев, Украина,
v.tkachenko@mail.ru

Интерес к материалам, подвергнутым интенсивной пластической деформации, проявляется как в научном плане, так и в техническом. Это связано с перестройкой структуры материала и уменьшением размеров структурных элементов под воздействием деформационных воздействий. В результате этого материалы с мелкодисперсной структурой проявляют уникальные физические и механические свойства.

Одним из эффективных методов интенсивной пластической деформации является винтовая экструзия, при которой материал продавливается через контейнер с прямыми каналами на входе и выходе и винтовым каналом посередине. Осуществление при винтовой экструзии условий высоких всесторонних давлений, препятствующих механическому разрушению материала, и сохранение постоянными формы и размеров образца до и после цикла деформации позволяют многократно осуществлять процесс обработки до достижения необходимой степени деформации и формирования мелкокристаллической структуры в объемных материалах.

Исследования проводились на медном композитном сплаве $Cu–Cu_2O$ в отожженном и деформированном состоянии. Отжиг проводился при температуре 650˚С в течение 2 часов. Деформация осуществлялась методом винтовой экструзии в контейнере с винтовым каналом и углом наклона винтовой линии к направлению оси экструзии равным 55º. Структурные исследования проводились в параллельном и перпендикулярном к оси экструзии сечении с помощью микроскопа Neophot-32. Исследования механических свойств осуществлялось путем измерения микротвердости в разных сечениях образца на микротвердомере ПМТ-3, также проводились механические испытания в продольном и поперечном направлении образца с использованием универсальной испытательной машины INSTRON.

При винтовой экструзии деформация интенсивней проходит на поверхности материала, поэтому на начальных этапах деформации наблюдается небольшое отличие структуры на поверхности и в центре образцов. На поверхности зерна мельче, чем в центре, и характеризуются небольшой вытянутостью. Увеличение степени деформации до $e > 2$ способствует повышению однородности сформированной структуры. Средний размер структурных элементов уменьшается на 43–52 %. Частицы выделений второй фазы равномерно перераспределяются по границам и по телу зерен.

Основное изменение механических свойств материала происходит при степенях деформации до $e = 2$, дальнейшее увеличение степени деформации приводит к незначительным изменениям свойств. Винтовая экструзия медного композитного сплава приводит к увеличению прочностных свойств в 2–4 раза, при сохранении пластических характеристик на высоком уровне.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАГНИЯ ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
alisa@imp.uran.ru

Монокристаллический и поликристаллический магний обладает рядом деформационных особенностей, среди которых – аномальный температурный ход предела текучести для $<11\bar{2}0>$-монокристаллов [1] и $<0001>$-монокристаллов [2], образование при нулевом внешнем напряжении барьеров из (c + a)-дислокаций в базисных плоскостях [3]. При комнатной температуре проявляет низкие пластические свойства, тогда как деформируется по разработанной оригинальной технологии [4], сочетающей экструзию и низкотемпературный отжиг.

Работа направлена на электронно-микроскопическое исследование структуры поликристаллического магния после деформации в условиях сдвига под давлением (T = 293 К, P = 6 ГПа, ω = 0,3 об/мин, ε = 0..11, n = 0..10 об.), а также ее эволюции в результате последующих нагревов без нагрузки.

После осадки наблюдаются полосовые структуры. После сдвига при низких значениях (5 град., ε = 0,8) установлено, что действующая система двойникования $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$. При увеличении степени деформации (φ = 90 град., ε = 5.1) наблюдается неоднородная структура, состоящая из дислокационных клубков и ячеек, небольшой доли фрагментов и рекристаллизованных зерен. В результате рекристаллизационных отжигов при T = 200 °С, T = 400 °С в течение 10 ч образуются дислокационные сетки, единичные дислокации прямолинейной формы.

При высоких степенях деформации (ε > 6,5) зафиксировано образование базисной текстуры. Муаровый контраст (n = 1, ε = 7,7) обусловлен наличием слаборазориентированных структурных единиц. В случае призматических зерен, их разориентировку можно оценить в $5\cdot10^{-3}$ *рад*. При ε = 11 рекристаллизованные зерна и фрагменты, имеющие «граненую» форму, распределены однородно. Микродифракционные картины близки к квазикольцевым. Анализ распределений выявляет наличие двух четко выраженных максимумов, характеризующих бимодальное распределение. Первый максимум соответствует фрагментам, а второй – зёрнам, образовавшимся в результате динамической рекристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 14-02-00015.

Список литературы

1. Stohr J. F., Poirier J. P. Etudeen Microscopie electronique du glissement pyramidal $\{11\bar{2}2\}<11\bar{2}3>$ dans le magnesium // Phil. Mag.-1972.-No 25.-P. 1313.
2. Ando S., Harada N., Tsushida M. Temperature dependence of deformation behavior in magnesium and magnesium alloys in single crystals // Key Engineering Materials.-2007.-Vols. 345-346.-P.101.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Власова А.М. Первое наблюдение в чистом металле блокировки дислокаций без помощи внешнего напряжения // Кристаллография.-2012.-Т.- 57, № 4.-С. 603.
4. Volkov A.Y., Kliukin I. Improving the mechanical properties of pure magnesium through cold hydrostatic extrusion and low-temperature annealing // Mater. Sci. Eng. -2015.-Vol.-627.-P. 56.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ПРОКАТКЕ С ТОКОМ

Столяров В.В.

Институт машиноведения РАН, Москва,
vlstol@mail.ru

Проблема обработки металлов давлением (ОМД) с применением тока является актуальной с практической и научной точки зрения. Это обусловлено интенсификацией технологии по сравнению с ОМД без тока и структурно-фазовыми превращениями, которые могут подавляться или усиливаться в присутствии тока [1]. Физической основой наблюдаемых изменений является электропластический эффект (ЭПЭ), заключающийся в снижении напряжений течения в отсутствии заметных тепловых эффектов. ЭПЭ достаточно широко исследован в монокристаллах и однофазных сплавах. Однако его проявление в современных наноструктурных, аморфных и многофазных композиционных материалах, требует специального изучения. Цель работы заключается в исследовании особенностей деформационного поведения с импульсным током в материалах разной физической природы.

Объектами исследования служили аморфные и кристаллические сплавы на основе титана (ВТ1-0, ВТ6, TiNi, Cu–TiNb) и алюминия (Д16, Al–Cu–Mg–Zr) с размером структурных элементов от десятков нанометров до нескольких микрон. Деформация осуществлялась прокаткой и растяжением с введением импульсного тока разной амплитуды, длительности импульса и скважности. Анализировали тепловой эффект, микротвердость и характер скачков напряжения на кривых напряжение-деформация.

Обнаружено, что в зависимости от природы сплава и структурного состояния на кривых растяжения фиксируются разнонаправленные скачки напряжения, связанные либо с ЭПФ, либо с эффектом памяти формы (ЭПФ). Амплитуда прыжков чувствительна к размеру зерен и уменьшается с переходом от крупнокристаллического к наноструктурному состоянию. В двухфазных сплавах при одинаковых режимах деформации и тока амплитуда скачков напряжения резко уменьшается по сравнению с однофазным аналогом. В аморфном состоянии оба эффекта отсутствуют, но появляются после кристаллизации.

Деформируемость сплавов при прокатке увеличивается при повышении плотности тока и длительности импульса, однако в алюминиевых сплавах эта зависимость нарушается в связи с образованием легкоплавкой эвтектической составляющей.

Отмеченные выше эффекты тока оказывают влияние на формирующуюся структуру и физико-механические свойства сплавов. Под действием тока в сплавах наблюдаются процессы измельчения матричной структуры, растворение или выделение вторых фаз и кристаллизация аморфных структур. Структурные изменения способствуют повышению прочностных характеристик, деформируемости и некоторых функциональных свойств [2].

1. Столяров В. В., Известия РАН. Серия физическая, 2014, том 78, № 3, с. 356–358.
2. Frolova A. V. and Stolyarov V. V., Journal of Machinery Manufacture and Reliability, 2013, Vol. 42, No. 4, pp. 325–330.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co И Fe ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Пермякова И.Е., Глезер А.М.

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

Нанокристаллические и аморфные сплавы (АС) являются перспективными материалами, обладающими уникальным комплексом физико-механических свойств. В АС под действием внешних факторов (высокоэнергетиченское облучение, термическая/ механическая обработка) происходит переход от метастабильного к более стабильному термодинамическому состоянию в ходе двух процессов: структурной релаксации и кристаллизации.

В работе определена степень влияния разных видов обработок (лазерное облучение, печной отжиг, ИПД) на механическое поведение быстрозакаленных лент АС систем Co–Fe–Cr–Si–B, Fe–Ni–B. Проведен детальный сравнительный анализ уровней изменения механических свойств (микротвердости, пластичности, прочности, модуля Юнга), вызванных такого типа внешними воздействиями. Изучена эволюция структур сплавов от исходного аморфного состояния до частично кристаллического и полностью кристаллического при отжиге, лазерном облучении и ИПД. Исследован характер кристаллизации и фазовые превращения АС. Изучены морфологические особенности макро- и микрокартин деформации и разрушения исследуемых АС и аморфно-нанокристаллических композитов (АНК) после отжига, ИПД и лазерного облучения, предложены схемы их формирования, а также установлен ряд закономерностей образования трещин в зависимости от величины нагрузки на индентор, температуры обработки, свойств используемой подложки при микроиндентировании. На образцах АС, подвергнутых ИПД и лазерному воздействию апробирована методика оценки микропластичности, основанная на их индентировании. Данный метод дополняет традиционное макроиспытание на изгиб (U-метод) в тех случаях, когда необходимо исследовать поведение склонности к пластическому течению материала в микрообъемах, где U-метод не может быть применен (в нашем случае – в зонах воздействия лазера, определении механических свойств отдельных составляющих АНК или в локальных областях вдоль радиуса образца, полученного при кручении в камере Бриджмена). Достоинством предложенных методик является возможность проведения исследований, не приводящих к катастрофическому макроразрушению материала. Показана возможность осуществлять лазерный нагрев для улучшения термической стабильности и свойств АС. Использование наносекундного импульсного лазерного облучения позволяет проводить локальную, контролируемую по времени и распределению температур обработку АС с минимальной границей между исходным и обработанным материалом. Варьируя параметры импульсного лазерного воздействия, удалось создать АНК с определенными соотношениями структурных составляющих и заданными механическими свойствами. Установлено, что лазерное облучение (при n = 100 импульсов; λ = 248 нм; τ = 20 нс; E_i = 150 мДж; ρ_E = 0,6 Дж/см^2) и ИПД (при 1/32–1/16 оборота, P = 4 ГПа) эффективнее способствует низкотемпературному упрочнению в пределах аморфного состояния чем обычный печной отжиг АС Co–Fe–Cr–Si–B.

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

РЕНТГЕНОВСКИЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ ОБЫЧНЫХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПАРАМЕТРОВ АВАРИЙНОГО РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ И ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Клевцов Г.В.[1], Клевцова Н.А.[1], Ботвина Л.Р.[2], Валиев Р.З.[3]

[1]*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,* klevtsov11948@mail.ru
[2]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия,* botvina@ultra.imet.ac.ru
[3]*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, сия,* RZValiev@mail.rb.ru

В настоящее время при изучении механизмов разрушения как обычных, так и наноструктурированныхметаллических материалов, а также при диагностике аварийного разрушения конструкций и деталей машин наибольшее распространение получили методы макро- и микрофрактографии. Наряду с несомненными преимуществами данных методов, особенно в практике технической экспертизы, можно выделить ряд положений, ограничивающих их применение: невозможность количественной оценки параметров разрушения, необходимость исследования эксплуатационных изломов с частично или полностью поврежденной поверхностью [1]. Поэтому, наряду с методами макро- и микрофрактографии, весьма перспективным методом изучения изломов является рентгеноструктурный анализ, позволяющий определятькак количество и глубину пластических зон под поверхностью изломов, так и структурные изменения материалов в данных зонах [1, 2]. Пластические зоны, образующиеся у вершины распространяющейся трещины, несут ценную информацию осопротивлении материала развитию трещины в конкретных условиях эксплуатации. Поэтому могут быть использованы для оценкилокального напряженного состояния и механизмов разрушения материала, а также параметров аварийного разрушения конструкций и деталей машин [1, 3].

В настоящей работе рассмотрены рентгеновские методы определения свойств и параметров разрушения материалов по глубине пластических зон:

- локального напряженного состояния материала приоднократных ициклическом видах нагружения;
- трещиностойкости (K_{1C} или K_C) материала, разрушенного при однократных видах нагружения;
- параметров усталостного разрушения объекта (σ_{max}, $\Delta\sigma$, R, $dl\backslash dN$);
- вида изломов, а также некоторых параметров разрушения по данным исследования эксплуатационных изломов с частично или полностью поврежденной поверхностью.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-48-02119.)

Список литературы

1. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС.-2007.-264 с.
2. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью разрушения.- М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988.- 24 с.
3. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом.- М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994.- 28 с.

МИНИАТЮРИЗАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА ЧЕЛЮСТНЫХ КОСТЕЙ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Семенова И.П.[2], Клевцова Н.А.[1], Матчин А.А.[3]

[1)] Тольяттинский государственный университет, Тольятти, сия, Klevtsov11948@mail.ru

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

[3)] Оренбургская государственная медицинская академия, Оренбург, Россия, Almatchin@bk.ru

Современные тенденции развития «щадящих» операционных технологий в челюстно-лицевой хирургии, стоматологии и других областях медицины основаны на миниатюризации медицинских изделий за счет использования высокопрочных материалов. В этом плане особый интерес представляет наноструктурированный титан, отличающейся высокой прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью.

Целью работы является изучение возможности миниатюризации пластин и шурупов из наноструктурированного титана для остеосинтеза челюстных костей.

В качестве исследуемого материала использовали титан марки Grade 4 (производства компании Dynamet, сертификат 041425). Для получения титана с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой исходный титан подвергали отжигу при температуре 680 ^{0}C в течение 1 часа, затем подвергали 6 проходам РКУП-конформ при температуре 250^{0}C. Средний размер зерна после РКУП-конформ составлял 300 нм. Механические свойства представлены в таблице 1.

Таблица 1. **Механические свойства титана Grade 4**

Состояние	HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %	σ_{-1}, МПа
Исходное	25	700	550	30	350
После РКУП-конформ	32	1020	880	13	590

В качестве базовых медицинских изделий были выбраны пластина с шестью отверстиями и шуруп (рис. 1) фирмы Comet (Германия).

Рис. 1. Базовый вариант пластины и шурупа из титана

Расчет сечения изделий из наноструктурированного титана проводили исходя из того, что изделия с уменьшенным сечением должны выдерживать такие же нагрузки, как и изделия из обычного титана. Расчет показал, что толщину пластин можно уменьшить от 0,9 до 0,6 мм, а диаметр шурупа – от 2 до 1,6 мм. Длина шурупа была уменьшена от 9,5 до 7,56 мм. В результате проведения усталостных испытаний пластин было установлено, что усталостная прочность пластин из наноструктурированного титана в 5,8 раз выше прочности промышленных пластин из обычного титана.

Заключение. Использование наноструктурированного титана позволило уменьшить размеры и вес изделий для челюстно-лицевой хирургии без снижения их прочности, что будет способствовать развитию «щадящих» операционных технологий и скорейшему выздоровлению пациентов.

ИЗМЕРЕНИЕ ПОЛЯ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОСЫ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Селезнев М. Н., Виноградов А. Ю., Ясников И. С.

Лаборатория «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы», Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
lehoma@mail.ru

На сегодняшний день природа полос сдвига (ПС) в объемном металлическом стекле (ОМС) не ясна и является предметом оживленных дискуссий [1].

С помощью техники цифровой корреляции изображений (ЦКИ) [2] авторами были измерены поля смещений вокруг «вершин» ПС, заторможенных в деформированном ОМС. Наблюдаемые поля совпали с модельными полями дислокаций (как краевой, так и винтовой компоненты), что свидетельствует в пользу дислокационной природы ПС в металлических стеклах. Типичный пример «винтовой» ПС и ее сравнение с модельным сдвигом изображен на рис. 1.

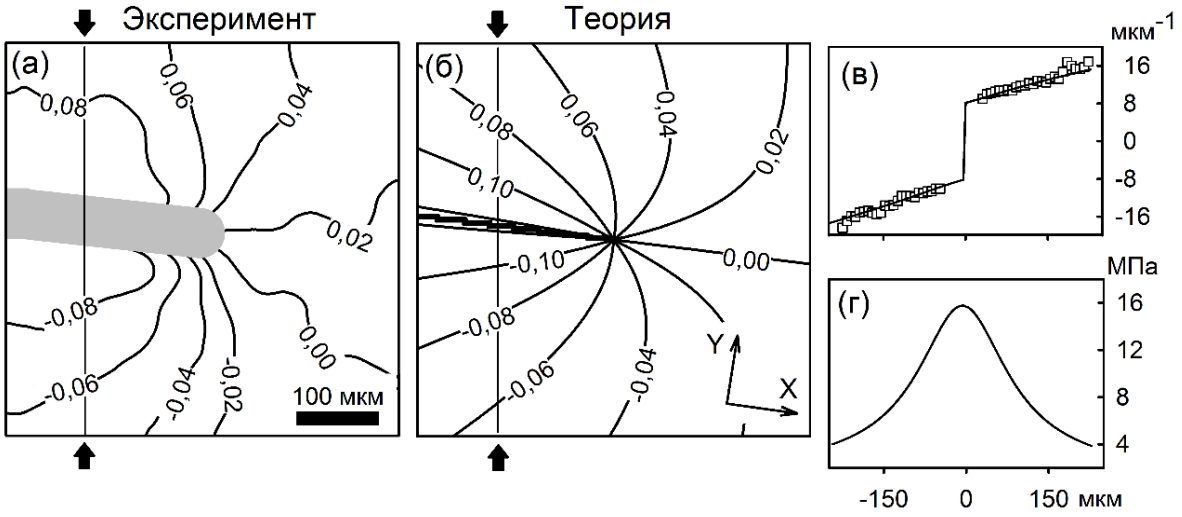


Рис. 1. Экспериментальное и теоретическое поля смещений для «винтовой» полосы сдвига при сжатии аморфного сплава $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$. (*а*): компонента смещения U_y (вдоль оси *Y* на рис. (*б*)), рассчитанная методом ЦКИ последовательных оптических изображений (область вблизи разрыва сплошности не вычисляется и залита серым). (*б*): теоретическое поле краевой дислокации с b = 247 нм. Экспериментальное и теоретическое обратное смещение по сечению, обозначенному линией на рис. (*а*) и (*б*), показано на рис. (*в*) символами и сплошной линией соответственно. Напряжение сдвига вдоль выбранной линии показано на рис. (*г*).

Работа выполнена при поддержке гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований (№ 13-08-00259).

1. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses // Mater. Sci. Eng. R Reports. 2013. Vol. 74. P. 71–132.
2. Pan B. et al. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review // Meas. Sci. Technol. 2009. Vol. 20. P. 062001.

ОСОБЕННОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Линдеров М.*, Segel C., Weidner A.**, Biermann H.**, Виноградов А.***

**Лаборатория физики прочности и интеллектуальных диагностических систем Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия*
*** Institute of Materials Engineering, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, Germany*

Введение

Стали с метастабильным аустенитом сочетают в себе очень удачных комплекс физико-механических свойств, одно из которых – это высокая стойкость к распространению усталостных трещин, как при комнатной, так и при пониженных температурах. Особенно привлекательным выглядит возможность, варьируя стабильность аустенита, получить металл, обладающий максимальной трещиностойкостью, при требуемом температурном диапазоне эксплуатации. В представленной работе проводилось исследование стойкости к распространению усталостных трещин для трех марок метастабильных сталей с переменным содержанием Ni (3%, 6% и 9%), испытанных при двух температурах: комнатной и 233К.

Материалы и методы исследования

Для проведения экспериментов фирмой ACTech (Фрайберг, Германия) были выплавлены образцы метастабильной стали, с переменным содержанием Ni (3%, 6% и 9%). Испытание на рост усталостной трещины осуществлялось на сервогидравлической машине Instron 8802 с частотой нагружения 10Гц, амплитуде 7500Н и при двух температурах испытания: комнатная и 233К. Коэффициент асимметрии цикла был равен 0.1. Для измерения длины трещины использовался метод податливости (CTOD).

Результаты

Результаты испытаний в значениях количества циклов до разрушения и длины трещины представлены на рис. 1.

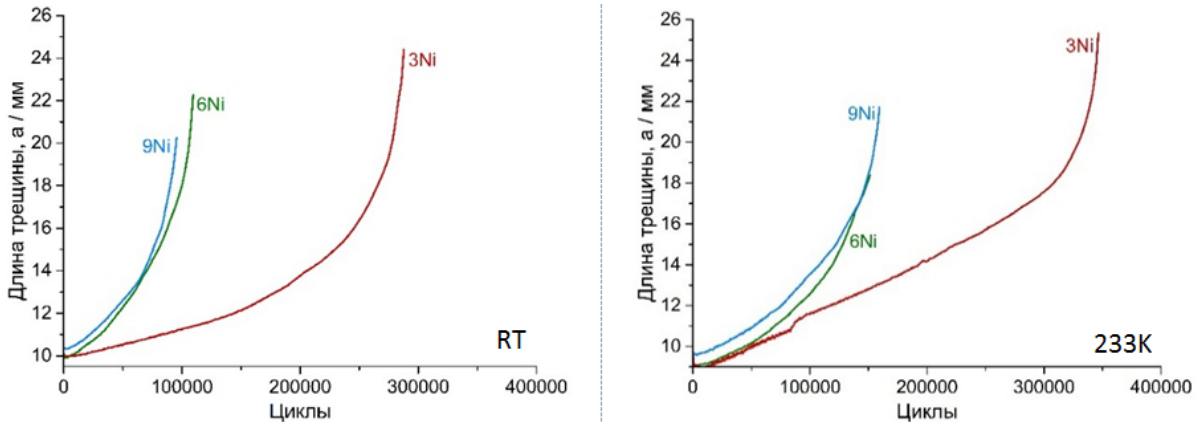


Рис. 1. Зависимость количества циклов до разрушения от длины усталостной трещины для метастабильных сталей, испытанных при двух температурах: комнатной и 233К.

Заключение

Изменение температуры заметно сказывается на стойкости метастабильных сталей сопротивляться распространению усталостных трещин. При понижении температуры с комнатной до 233К для стали с 3%Ni прирост количества циклов до разрушения составил ≈20%, для стали с 6%Ni ≈35%, а с 9%Ni ≈65%.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНА

Сопин Ю.А.[1], Голосов Е.В.[1,2], Колобов Ю.Р.[1]

[1] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», г. Белгород, Россия*

[2] *Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия*

golosov@icp.ac.ru

Большинство известных методов формирования субмикрокристаллического (СМК) или наноструктурного (НС) состояний воздействием интенсивной пластической деформацией [1,2] являются малопроизводительными и значительно увеличивают стоимость материала. В работах [3,4] показано, что одним из наиболее перспективных методов формирования в титане и его сплавах указанных состояний с высокими прочностными характеристиками, с точки зрения высокой производительности и малозатратности, является метод, сочетающий винтовую и продольную прокатки. При этом увеличение производительности может быть обеспечено за счет увеличения скорости прокатки. Однако в этом случае может иметь место эффект деформационного разогрева, который может привести к существенному увеличению размера зерен за счет развития процессов динамической рекристаллизации и, соответственно, потере свойств. В связи с этим представляется актуальным исследование влияния скорости поперечно-винтовой прокатки на структурное состояние и механическое свойства титановых сплавов.

В настоящей работе исследование влияния скорости поперечно-винтовой прокатки на формирование структуры и свойства проводилось на примере нелегированного титана марки Grade-4 с предварительно сформированной продольной прокаткой субмикрокристаллической структурой. В качестве исходного состояния был использован пруток диаметром 12 мм, который подвергался поперечно-винтовой прокатке до диаметра 8 мм при разных частотах тока – 10, 15, 20, 30 Гц, определяющих различную скорость вращения валков и, соответственно, скорость прокатки. Измеренная линейная скорость прокатки составила: 10 Гц – 9 мм/с, 15 Гц – 11 мм/с, 20 Гц – 15 мм/с, 30 Гц – 22 мм/с.

В результате проведенных исследований было установлено влияние скорости поперечно-винтовой прокатки на различный характер формирования субмикрокристаллической структуры и механические свойства титана марки Grade-4. Проведенные исследования показали, что с увеличением скорости поперечно-винтовой прокатки происходит увеличение элементов зеренно-субзеренной структуры с 250 нм до 370 нм, для образцов полученных с минимальной и максимальной скоростью прокатки, соответственно. На примере измерений микротвердости было выявлено, что при повышении линейной скорости поперечно-винтовой прокатки от 9 мм/с до 22 мм/с – микротвердость снижается. При этом на периферии этот эффект проявляется в большей степени чем в центральной области. Показано, что скорость прокатки оказывает влияние на характеристики прочности и пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № 02.G25.31.0103) и РФФИ (проект №13-02-01107).

1. Колобов Ю.Р. // Российские нанотехнологии. – 2009. – №11-12. – С. 19-31.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.

3. Иванов М.Б., Пенкин А.В., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Нечаенко Д.А. // Деформация и разрушение материалов. 2010, №9, С.13-18.
4. Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Кузьменко И.Н., Вейнов В.П., Нечаенко Д.А., Кунгурцев Е.С. // Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6. № 5-6. С. 108-114.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Колобов Ю.Р.[1], Голосов Е.В.[1,2], Вершинина Т.Н.[1], Жидков М.В.[1], Ионин А.А.[3], Кудряшов С.И.[3], Макаров С.В.[3], Селезнев Л.В.[3], Синицын Д.В.[3], Лигачев А.Е.[4]

[1] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», г. Белгород, Россия*
[2] *Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия*
[3] *Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, г. Москва, Россия*
[4] *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г Москва, Россия*
golosov@icp.ac.ru

Бесконтактные методы обработки металлов и сплавов, позволяющие изменять механические, электрофизические и физико-химические свойства их поверхностей и приповерхностных слоев представляют значительный интерес в современной науке и технике. Одним из таких активно развиваемых методов является фемтосекундное лазерное облучение (ФЛО). Преимуществом ФЛО является малая – суб- и около-микронная – глубина зоны теплового воздействия, позволяющая осуществлять сильнолокализованную модификацию отдельных участков поверхности обрабатываемых материалов с их быстрым нагревом до температуры плавления и охлаждением с высокой скоростью.

В данной работе на примере α и α+β титановых сплавов показано, что в результате ФЛО (ИК-лазер, $\lambda = 744$ нм, $\tau \approx 120$ фс, $E \leq 8$мДж) на поверхности формируется пространственная периодическая структура, представляющая собой равномерное чередование выступов и впадин со средней периодичностью порядка 500 нм. По данным просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) ФЛО приводит к формированию в приповерхностных слоях нанокристаллической структуры (рис. 1).

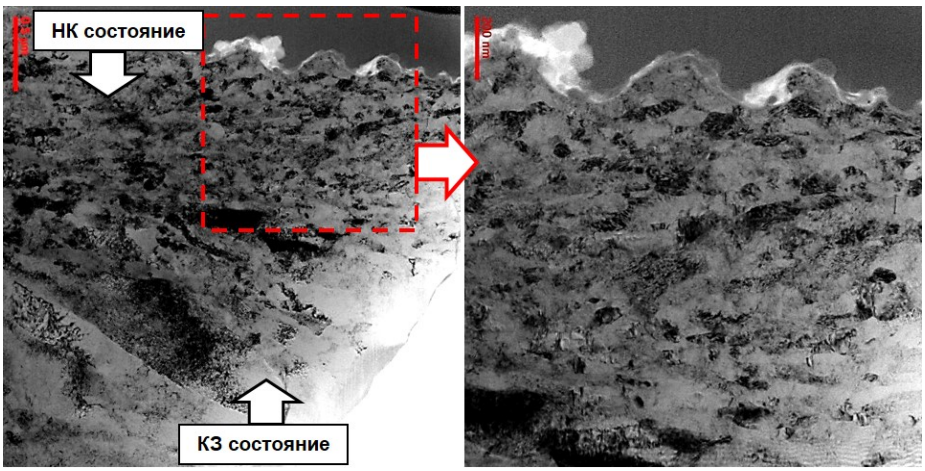


Рис. 1. ПЭМ титанового сплава ВТ6 после ФЛО ($F \geq$ 350 мДж/см^2, $N \approx 500$).

С использованием РСА обнаружено резкое увеличение объемной доли β-фазы в приповерхностных слоях. На основании данных об уменьшении параметра кристаллической решетки в приповерхностных слоях сделано заключение о наличии остаточных сжимающих напряжений, которые могут затруднять образование и рост микротрещин обеспечивая сохранение иди улучшение показателей прочности и циклической выносливости.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (грант Президента РФ МК-7239.2015.8, проект № 02.G25.31.0103).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ В СПЛАВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Сундеев Р.В.[1,2], Шалимова А.В.[1], Велигжанин А.А.[3], Зубавичус Я.В.[3], Глезер А.М.[1,2,4], Чернышов А.А.[3]

[1] ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия
[2] МГУИТРЭ, Москва, Россия
[3] НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
[4] НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Предметом настоящей работы является подробное изучение структурного состояния фаз, возникающих в ходе деформации в камере Бриджмена аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, с использованием комплекса эффективных методов исследования атомной структуры: просвечивающая электронная микроскопия, классический рентгеноструктурный анализ, рентгеновская дифракция в синхротронном излучении с высоким пространственным разрешением. Это позволило выявить зависимости изменения средней доли кристаллической фазы и локальной доли кристаллической фазы ($V^{loc}_{кр}$) вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм при различных величинах деформации (рис. 1).

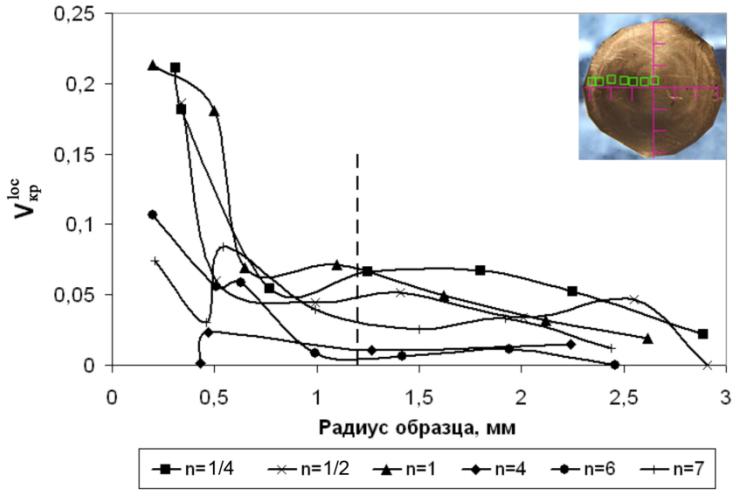


Рис. 1. Изменение $V^{loc}_{кр}$ после n = 1/4 – 7; для исходного состояния $V^{loc}_{кр}$ = 0.

Из рис. 1 видно, что различимые изменения $V^{loc}_{кр}$ для всех кривых фиксируются приблизительно до середины радиуса образца. По-видимому, можно выделить две области структурных изменений вдоль радиуса образца при всех исследованных величинах деформации: 1 – от центра образца до ~ середины радиуса (1,2 мм); 2 – от середины радиуса до края образца. В первой области можно отметить заметные различия $V^{loc}_{кр}$ вблизи центра для различно деформированных образцов: наибольшая $V^{loc}_{кр}$ наблюдается для образцов при n = 1/4 и 1. Во второй области – от середины радиуса до края образца $V^{loc}_{кр}$ плавно уменьшается к краю, причем структур-

ные изменения подобны для всех рассмотренных величин деформации. Из полученных локальных дифрактограмм, снятых в каждой точке вдоль радиуса образца, извлекались функции радиального распределения. Затем для каждой точки вдоль радиуса образца рассчитывались значения межатомных расстояний и координационных чисел. Анализ полученных результатов позволяет предполагать, что аморфное состояние сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, полученное при воздействии на кристаллическую фазу больших деформаций в камере Бриджмена при комнатной температуре, идентично аморфному состоянию, полученному в том же сплаве при закалке из расплава.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 15-02-02621а и 14-02-00271а).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОФИЛЯ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ

Волков В. В. [1], Покоев А. В.[2]

[1]*АО РКЦ «Прогресс», Самара, Россия*
[2]*Самарский государственный университет, Самара, Россия*
volvvv@mail.ru; pokoev@samsu.ru

В работе рассмотрены методы неразрушающего контроля диффузионно-насыщенных слоев поликристаллических сплавов и, в частности, стали. Существуют сравнительно простые и надежные рентгеновские методы изучения диффузионных процессов, важными достоинствами которых является их безопасность, доступность и отсутствие необходимости разрушать образец.

Дифракционная картина рассеяния характеристического рентгеновского излучения на кристаллической решётке поликристаллического сплава несёт в себе информацию о структуре и концентрационном распределении диффундирующего вещества (диффузант - углерод) в решётке растворителя (сплав-основа) после изотермического отжига. Применение численных методов позволяет моделировать профиль рентгеновской линии (ПРЛ) по изменениям параметра решётки сплава [1], обусловленными, в том числе, диффузионным проникновением углерода в сталь.

Этот подход использован для выбора оптимальных условий насыщения поверхности металлического сплава для случая диффузии из постоянного источника. С некоторыми допущениями применение расчётного алгоритма показывает хорошее приближение для цементации поликристаллической стали, что позволяет устанавливать степень диффузионного насыщения поверхности в зависимости от технологических параметров этого процесса и контролировать его. Вариации в ПРЛ существенно зависят как от градиента концентрации диффузанта, так и от глубины проникновения рентгеновских лучей.

Разработан и апробирован алгоритм моделирования [2], позволяющий прогнозировать параметры диффузионной зоны при цементации. Показано, что глубина анализа рентгеновскими лучами при определённых условиях съёмки позволяет получать информацию о размерах диффузионной зоны в слоях, значительно превышающих величину слоя половинного поглощения. Для экспресс-анализа данных разработанная программа, которая позволяет сравнивать экспериментальные данные по цементации с результатами прогнозирования ПРЛ и корректировать их.

1. А. В. Покоев Перспективные материалы. Т. IV: /под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2011. - С. 317-396.

2. Волков В.В., Покоев А.В. Математическое моделирование формы рентгеновской линии образца при диффузии из постоянного источника в полуограниченное поликристаллическое тело. Физико-математическое моделирование систем: Материалы IX Международного семинара 30 ноября-1 декабря 2012 г. Воронеж: ФГБОУ ВПО «Воронежский государственный технический университет», 2012. Часть 1. С. 29-36.

ДИФФУЗИЯ ОЛОВА В ЖЕЛЕЗЕ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ ПРИ 750 °С

Покоев А.В., Сидюкова Н.Н., Федотов А.А.

Самарский государственный университет, Самара, Россия
pokoev@samsu.ru, sidyukova93@mail.ru, andrew.f.box@mail.ru

Изучение влияния внешних магнитных полей (МП) на диффузию в ферромагнетиках дает ценную информацию фундаментального характера о взаимодействии и эволюции структурных и магнитных дефектов, что является актуальным для физики твердого тела и физики прочности. Ранее в работе [1] обнаружено «резонансное» поведение КД алюминия в железе в импульсном МП. Для объяснения эффекта высказана гипотеза, что происхождение эффекта связано с явлением релаксации Зинера [2] при магнитострикционных колебаниях решетки железа в импульсном МП. С целью проверки гипотезы и изучения влияния размерного фактора диффузанта в данной работе предпринято экспериментальное исследование частотной зависимости КД олова в железе в импульсном МП при 750 °С.

Заготовки образцов вырезали из поликристаллического железа в виде цилиндров диаметром 10 мм и высотой 10 мм. Гомогенизационный отжиг с целью укрупнения зерна и совершенствования структуры материала производили на установке СШВЛ-0,62/16М01 в вакууме 10^{-3} Па при температуре 1400 °С в течение 2 часов. Средний размер зерен в образцах составлял ~0,45 мм. Далее рабочие поверхности образцов механически шлифовали и полировали. Тонкие пленки олова толщиной 0,05-0,1 мкм наносили на торцы железных заготовок методом термического испарения в вакууме на установке ВУП-4. Толщину пленок контролировали независимыми методами взвешивания контрольного образца, твердого раствора и микроинтерферометрическим методом. Диффузионные отжиги проводили в нестандартной установке для отжигов в магнитных полях при температуре 750 °С и вакууме 10^{-3} Па. Импульсы МП заданной формы с амплитудой 5 кЭ создавались электромагнитом ФЛ-1 с электронным блоком питания и управления. Рентгеносъемку образцов вели на камере РКЭ в $CoK_{\alpha 1}$-излучении. По смещению линии ϑ_{310}=80,95° определяли поверхностную концентрацию олова, по которой затем рассчитывали эффективный КД.

Полученные экспериментальные данные показывают, что найденные значения КД олова в железе заметно зависят от частоты импульсного МП и существенно отличаются от соответствующих значений в отсутствие импульсного МП. Обсуждаются возможные механизмы воздействия импульсного МП на диффузию олова в железе с учетом атомного размерного фактора диффузанта, взаимодействия движущихся доменных стенок с дефектами и их комплексами, переменных магнитострикционных напряжений кристаллической решетки железа.

1. М.А. Вержаковская, С.С. Петров, А.В. Покоев. Влияние импульсного магнитного поля на диффузию алюминия в железе и параметры тонкой структуры железа. Известия РАН, 2007, т. 71, №12, с. 1717-1722.
2. А. Новик, Б. Берри. Релаксационные явления в кристаллах. Пер. с англ. Под ред. Э. М. Надгорного, Я. М. Сойфера. М., Атомиздат, 1975, 472 с.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА $Cu_{1-x}Be_x$-ФАЗЫ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Покоев А.В.

Самарский государственный университет,
Самара, Россия
ojv@samsu.ru, pokoev@samsu.ru

Известно, что повышение прочностных свойств стареющего металлического сплава связано с взаимодействием дислокаций с фазами, выделяющимися при распаде пересыщенного твердого раствора, подвергнутого предварительной закалке. В результате распада в кристаллической решетке сплава образуются фазовые выделения, скорость роста зародышей которых определяется диффузией и зависит от внешних воздействий, в частности, от приложенного постоянного магнитного поля (ПМП). Растущие фазовые выделения существенно влияют на передвижение дислокаций, и тем самым определяют изменение физико-механических свойств состаренных сплавов. В работе [1] установлено, что ПМП напряженностью 7 кЭ увеличивает микротвердость состаренной бериллиевой бронзы БрБ–2 на ~30 %, изменяет микроструктуру сплава, при этом размер и количество выделяющейся фазы γ-CuBe различны в образцах, состаренных в ПМП и без него [2]. В настоящее время до конца не выяснены детали атомных механизмов влияния ПМП на этот сплав. В связи с этим, становится актуальным и практически важным исследовать изменения структурных и структурно-энергетических свойств γ-CuBe фазы, в том числе, магнитного и структурного упорядочения, возникающего при наложении ПМП и в его отсутствии при термической обработке.

Совокупный анализ экспериментальных данных, полученных при наложении ПМП напряженностью от 0 до 7 кЭ на процесс изотермической обработки фазы $Cu_{1-x}Be_x$ (x=0,43) при температуре 350 °С длительностью 1 ч показывает, что наблюдается «положительный» магнитопластический эффект (МПЭ) [3, 4], приводящий к уменьшению микротвердости до 6 %. Методом металлографии установлено, что закалка $Cu_{1-x}Be_x$-фазы приводит к уменьшению среднего размера зерна почти в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием. Однако при наложении ПМП и в его отсутствии микроструктура и средний размер зерна не претерпевают существенных изменений.

Результаты рентгенофазового анализа, показывают, что наложение ПМП приводит к увеличению интенсивности и уменьшению полуширины характеристических линий, соответствующих фазе γ-CuBe, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры фазы.

Полученные результаты стимулируют интерес к привлечению нейтронных и магнитных методов для изучения магнитного упорядочения в рассматриваемой фазе и его влияния на величину МПЭ.

Список литературы

1. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев ФХОМ. **3,** 18 (2003).
2. Ю.В. Осинская, С.С. Петров, А.В. Покоев, В.В. Рунов. ФТТ **52,** 486 (2010).
3. В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, М.В. Колдаева, Е.А. Петржик. Кристаллография **48,** 838 (2003).
4. Ю.И. Головин. ФТТ **46.** 769 (2004).

МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb-Nb_3Si

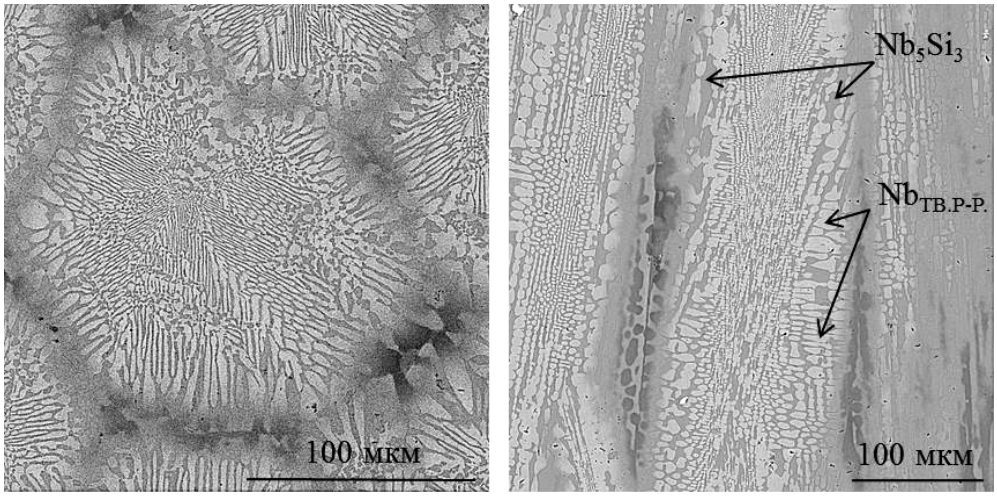
Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Некрасов А.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия,
stroganova@issp.ac.ru

Исследована структура и высокотемпературная прочность сплава на основе системы Nb-Nb_3Si, близкого по составу к эвтектическому, сложно легированного элементами IV-VI b групп.

В качестве метода приготовления исходного материала была проведена индукционная плавка во взвешенном состоянии в атмосфере аргона, что обеспечило равномерное распределение элементов по всему объему слитка. Далее слиток был направленно закристаллизован по методу Бриджмена со скоростью 5 мм/мин. Из полеченного слитка вырезали образцы для исследования структуры и механических испытаний. Испытания проводили методом 3-х точечного изгиба при 20°С и 1300°С в атмосфере аргона.

Морфологически структура полученного образца Nb-Si сплава представлена эвтектическими колониями, которые вытянуты вдоль направления роста и ориентированы под углом 20-30 градусов к нему. Средний диаметр эвтектических колоний варьирует от 80 до 100 мкм. По результатам микрорентгеноспектрального анализа слав состоит из матрицы твердого раствора на основе $Nb_{тв.р-р}$ (белые выделения толщиной 1 до 20 мкм) и армирующей фазы (серая область) – твердый раствор на основе интерметаллида Nb_5Si_3. Из исследования распределение легирующих элементов было установлено, что в $Nb_{тв.р-р.}$ в основном растворяется молибден, хром и алюминий, тогда как в силициде Nb_5Si_3 располагаются титан, цирконий и гафний. Кроме того, по мере удаления от центра эвтектической колонии к области между колониями в $Nb_{тв.р-р}$ снижаются концентрации Nb в 2 раза и Mo в 3 раза. На периферийных участках наблюдается более высокое содержание Al, Cr и Ti. Концентрации элементов в интерметаллиде изменяются незначительно, что свидетельствует о его химической стабильности.



а) б)

Рис. 1 – Микроструктура сечения образца сплава: а – поперек направления вытягивания, б – вдоль направления вытягивания.

По результатам испытаний на трехточечный изгиб средние значения предела прочности находятся на уровне 900 МПа и 840 МПа при 1300°С и 20°С, соответственно.

МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОЛОС СДВИГА И НАНОЧАСТИЦ В СПЛАВАХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

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

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия
Shnadya@yandex.ru

В процессе нанокристаллизации аморфного состояния образуются двухфазные аморфно - нанокристаллические структуры (АНС). На ранних стадиях кристаллизации формируется аморфная матрица с равномерно расположенными частицами кристаллической фазы с объемной долей $v_к \leq 0{,}5$ (АНС первого типа); на поздних стадиях – нанокристаллические зерна, разделенные тонкими аморфными прослойками (АНС второго типа).

Известно, что пластическая деформация реализуется путем образования сильно локализованных полос сдвига по аморфной составляющей АНС. Актуальными и практически неизученными остаются вопросы, связанные с механизмами пластической деформации и разрушения АНС. В работах В.А. Позднякова [1] теоретически проанализированы возможные механизмы взаимодействия наночастиц с движущейся в аморфной матрице полосой сдвига, однако, имеющихся сведений недостаточно, и требуются систематические исследования картины реального скольжения в АНС в зависимости от их структуры. Целью данной работы явилось экспериментальное электронно-микроскопическое изучение деформационного поведения АНС первого типа, полученных контролируемым отжигом аморфных металлических сплавов, полученных с помощью закалки из расплава.

Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проанализировано более 100 актов взаимодействия полос сдвига и наночастиц в сплаве $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$ с АНС первого типа. Нанокристаллические частицы вводились в аморфную матрицу путем контролируемого отжига аморфного сплава, а инициирование деформационных полос сдвига в сплаве проводили микроиндентированием тонких фольг, предназначенных для ПЭМ.

Установлено пять различных механизмов взаимодействия полос сдвига с частицами нанокристаллической фазы: «поглощение», «огибание», «перерезание», «торможение» и «аккомодация». Показано, что определяющим фактором характера взаимодействия полос сдвига и нанокристаллических частиц является размер нанокристаллов D. Механизм «огибания» чаще всего наблюдается при D = 35–65 нм. Механизм «перерезания» наиболее вероятен при D = 65– 95 нм. Относительная частота реализации механизма «аккомодации» слабо зависит от значения D, а действие механизма «торможения» чаще всего наблюдается при $D \geq 100$ нм.

Высказано предположение, что за «нормальное» соотношение $HV = f(D)$, аналогичное соотношению Холла – Петча, ответственны главным образом механизмы «перерезания» и «торможения», а за аномальное, при котором микротвердость растет по мере увеличения D, – механизмы «огибания» и «поглощения». Полученные экспериментальные результаты удовлетворительно описываются предложенными ранее теоретическими моделями.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 14-02-31284 мол_а).

Список литературы

1. Поздняков В.А. Развитие полос сдвига в аморфно-кристаллических металлических сплавах // ФММ. 2004. Т. 97. № 1. С. 9 – 17.

ВЛИЯНИЕ МАРОЧНОГО СОСТАВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ НА СВОЙСТВА ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И CrN

Лавро В.Н.

Самарский государственный технический университет
г. Самара, Россия,
lavro7@mail.ru

Целью данной работы было изучение влияние марочного состава быстрорежущих сталей на свойства ионно-плазменных покрытий, применяемых для упрочнения режущего инструмента. Влияние марочного состава стали на свойства покрытий оценивались по интегральному параметру качества К1 на приборе ПККП-1, методом анодно-поляризационного инициирования дефектов [1]. Влияние марочного состава быстрорежущей стали на свойства ионно-плазменных покрытий оценивалось по интегральному параметру качества $К_1$. Результаты оценки качества покрытий TiN и CrN нанесенных на образцы из быстрорежущих сталей приведены в таблице 1.

Таблица 1. **Влияние марочного состава быстрорежущей стали на свойства покрытий**

№ п/п	Марка стали	Измеряемые параметры качества			K_1 (TiN)	K_2 (CrN)
		$Qo*10^{-6}$	$Q*10^{-6}$ (TiN)	$Q*10^{-6}$ (CrN)		
1	Р18	520	110	250	0,78	0,5
2	Р9М4К8	51	115	255	0,77	0,49
3	Р6М5Ф3	550	120	270	0,8	0,53
4	Р9К5	530	112	253	0,8	0,53
5	Р12Ф2К8М3	520	116	257	0,77	0,5
6	Р6М5	530	113	255	0,8	0,53

Из анализа полученных результатов следует:

- фазовый состав исследуемых быстрорежущих сталей представленных в таблице не влияет на свойства покрытий TiN и CrN, уровень которых для каждого покрытия остается постоянным;
- для стали Р6М5 с покрытием TiN интегральный параметр качества $K_1 = 0.8$, для Р9К5 интегральный параметр качества $K_1 = 0.8$;
- для стали Р6М5 с покрытием CrN интегральный параметр качества $K_1 = 0.53$, для Р9К5 интегральный параметр качества $K_1 = 0.53$;
- у исследуемых марок сталей с покрытием отсутствует переходная зона (между покрытием и инструментальным материалом), что говорит о невозможности протекания диффузионных процессов в условиях получения покрытий.

На основании проведенных исследований можно рекомендовать использование для режущего инструмента с покрытием сталь Р6М5 вместо быстрорежущих сталей различного марочного состава с более высокой стоимостью.

Список литературы

1. Лавро В.Н. Прогнозирование надежности режущего инструмента с износостойкими ионно-плазменными покрытиями. Международная конференция «Актуальные проблемы надежности технологических энергетических и транспортных машин», г. Самара, 2003 г.
2. А.с. 1002941 (ДСП) Способ определения качества покрытий

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА НАКОПЛЕНИЕ СКАЛЯРНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ЕЕ КОМПОНЕНТ В МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Cu-Al

[1]Конева Н.А., [1]Тришкина Л.И., [1,2]Черкасова Т.В., [1]Козлов Э.В.

[1]ФГБОУ ВПО ТГАСУ, г. Томск, Россия; [2]ФГАОУ ВО НИ ТПУ, г. Томск, Россия
koneva@tsuab.ru

Целью настоящей работы было исследование эволюции дислокационной структуры при деформации поликристаллических малолегированных твердых растворов Cu–Al с разными размерами зерен. Были изучены превращения в дислокационной субструктуре (ДСС) с деформацией, проведены измерения средней скалярной плотности дислокаций (<ρ>), плотности (ρ_G) геометрически необходимых дислокаций (ГНД) и плотности (ρ_S) статистически запасенных дислокаций (СЗД) как в среднем по материалам, так и вблизи и вдали от границ зерен (ГЗ) при разных размерах зерен в различных типах дислокационных субструктур.

Интервал концентраций исследованных поликристаллических сплавов варьировался от 0.5 до 5 ат.% Al с различным средним размером зерен: 10–240 мкм. Образцы сплавов деформировались растяжением при T = 293 К. Интервал деформаций $\varepsilon_{ист}$ = 0.02…0.60. Дислокационная структура изучалась методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.

В процессе деформации в исследуемых сплавах формируются следующие типы ДСС: клубковая, неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая и фрагментированная. Проведем анализ величин <ρ> и ее компонент у ГЗ и в теле зерна. Исследования показали, что в сплаве Cu+1ат.%Al при размере зерна <d> = 10 мкм до деформаций $\varepsilon_{ист} \approx 0.20$ ρ_G у границы зерна выше, чем ρ_S. Дальнейшее повышение степени деформации приводит к изменению соотношения между величинами ρ_G и ρ_S: ρ_S выше, чем ρ_G, как у границы зерна, так и в теле зерна. При этом доля ρ_S составляет ~ 0.7 от <ρ>, а ρ_G – 0.3. В сплавах с размером зерен более 40 мкм реализуется следующее поведение зависимостей ρ_G и ρ_S от степени деформации: плотность ρ_S больше, чем ρ_G как у ГЗ, так и в теле зерна.

Аналогичная картина изменения <ρ> и ее компонент в зависимости от $\varepsilon_{ист}$ и размера зерен наблюдается и в сплаве Cu+5ат.%Al. В этом сплаве значения <ρ> и ее компонент несколько выше, чем в сплаве с меньшей концентрацией Al. Размер зерен влияет на плотность как СЗД, так и ГНД. Чем меньше размер зерна, тем больше и ρ_S, и ρ_G. Были проведены измерения <ρ> и ее компонент в различных типах ДСС. Установлено, что значения <ρ> и ее компонент в разориентированной ячеистой ДСС и во фрагментированной ДСС мало отличаются друг от друга. Значения <ρ>, ρ_G и ρ_S во фрагментированной субструктуре и в разориентированной ячеистой ДСС больше в сплавах с размером зерна <d> = 10 мкм, по сравнению с другими размерами зерен. Основную роль в накоплении <ρ> и ее компонент в ячеистой ДСС играют стенки ячеек. Разориентировки формируются сначала между соседними ячейками, а затем при дальнейшем увеличении $\varepsilon_{ист}$ – между группами, состоящих из нескольких ячеек. Плотность дислокаций в стенках ячеек ($\rho_{ст}$) в 4 раза больше плотности дислокаций внутри ячеек ($\rho_{вн}$). В сплаве Cu+5 ат.% Al величины $\rho_{ст}$, ρ_G и ρ_S, и скорость их накопления выше, чем в сплаве Cu+1 ат.% Al.

Установлено влияние размера зерна на накопление <ρ> и ее компонент. При малом <d> и небольшой $\varepsilon_{ист}$ ρ_G у ГЗ больше, чем ρ_S. Рост $\varepsilon_{ист}$ и <d> приводит к обратному соотношению между ρ_G и ρ_S: $\rho_G < \rho_S$ как у ГЗ, так и вдали.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России № 3.295.2014/к.

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

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

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

К настоящему моменту разработан большой класс жаропрочных сплавов, рассчитанный на работу в температурном интервале от 600°С до 1100°С. Это однофазные или многофазные сплавы. Их рабочие свойства определяются механизмами упрочнения. В настоящей работе на основе литературных данных и исследовании никелевых сплавов дана классификация таких механизмов.

Первый механизм – это твердорастворное упрочнение. В этом случае легирование увеличивает энергию активации диффузии и уменьшает скорость ползучести. Для этого упрочнения в твердый раствор вводятся такие элементы как хром, кобальт, молибден, вольфрам, ванадий, гафний. Указанные элементы упрочняют твердый раствор при низких температурах и тормозят процессы ползучести при высоких температурах. **Второй** механизм – карбидное, нитридное и боридное упрочнения. В этом случае в сплав вводятся элементы внедрения углерод, азот, бор и элементы замещения, которые являются карбидо- и нитридообразующими. Основные фазы, упрочняющие γ- твердый раствор – карбиды – M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C и карбонитрид Ti(C,N). **Третий** механизм – дисперсное упрочнение трудно растворимыми окислами. В этом случае в сплав вводятся окислы с высокой энергией образования типа Al_2O_3, ZrO_2, ThO_2 и другие. Действие оксидного упрочнения - такого же типа, как у карбонитридного. **Следующий** механизм – полиморфное упрочнение когерентными упорядоченными частицами. В этом случае в γ- твердый раствор вводятся алюминий, титан, ниобий, тантал. Эти элементы вместе с никелем и кобальтом образуют γ′ - фазу с составом $(Ni\ \ Co)_3$(Al, Ti, Nb, Ta) со сверхструктурой $L1_2$. Если основной добавкой является не алюминий, а титан, то формируется упрочняющая фаза Ni_3(Ti, Al, Nb) со сверхструктурой DO_{24}. Сопротивление деформации в фазах γ′ и η при высоких температурах выше, чем в γ - фазе. Их частицы препятствуют движению дислокаций и тормозят деформацию. Чем больше в сплаве объемной доли γ′-фазы или η-фазы, тем выше сопротивление высокотемпературной деформации. **Пятый** механизм- упорядочение матрицы (создание в ней дальнего атомного порядка). Это может быть сверхструктура $L1_2$ и тогда сохраняется принципиальный состав сплава γ+γ′, но с большой объемной долей γ′. **Шестой** механизм упрочнения – упрочнение упорядоченной матрицы со сверхструктурой $L1_2$ некогерентными частицами другой упорядоченной фазы -β со сверхструктурой B2.

В работе проанализированы механические характеристики жаропрочных сплавов, сконструированных с использованием различных механизмов упрочнения. Особое внимание уделено температурным интервалам работоспособности сплавов и сопоставление их механических характеристик. К последним относятся пределы текучести и прочности, относительные удлинение и сужение, высокотемпературная прочность и ударная вязкость. Рассмотрено влияние на параметры ползучести отдельных легирующих элементов и отдельных механизмов упрочнения.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К и финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-02-92605 КО_а

ЭВОЛЮЦИЯ ВКЛАДОВ В ПЛАСТИЧЕСКУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ ДЕФОРМАЦИИ КОМПОНЕНТ ИЗГИБА И КРУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
kisielieva1946@mail.ru

Известно, что при пластической деформации поликристалла в локальных участках внутри зерен деформация может быть как пластической, так и упруго-пластической. Внутренние напряжения характеризуются тензором напряжений. Представляет интерес детализация вкладов компонент тензора напряжений в пластическую и упругую составляющие внутренних напряжений. Целью настоящей работы является изучение с использованием метода ПЭМ эволюции вкладов компонент напряжений изгиба и кручения кристаллической решетки в пластическую составляющую внутренних напряжений деформированной аустенитной стали. Полученные результаты обсуждаются в сопоставлении с наблюдаемой в стали дефектной структурой.

Деформация аустенитной стали осуществляется двумя механизмами скольжением и двойникованием. На первых этапах пластической деформации развивается скольжение. Начиная с $\varepsilon \approx 5\%$, появляется микродвойникование. В интервале степеней деформации $\varepsilon = (5 – 10)$ % имеет место одна система микродвойников. По мере увеличения степени деформации растет и число систем микродвойникования. Так, при степени деформации $\varepsilon = 10$ % появляется вторая система микродвойникования. Начиная со степени деформации 25 %, число систем микродвойникования увеличивается до трёх, а при $\varepsilon = 29$ % появляется четвёртая система двойникования. В работе получены зависимости от степени деформации (ε) вкладов компонент напряжения изгиба σ_{11} и напряжения кручения σ_{12} кристаллической решетки в пластическую составляющую $\sigma_{пласт}$ внутренних напряжений деформированной аустенитной стали.

Установлено, что изменения вкладов компонент изгиба и кручения при увеличении степени деформации согласуется с увеличением в материале систем микродвойникования. При появлении первой и второй систем микродвойникования вклады напряжения изгиба σ_{11} и напряжения кручения σ_{12}, а также пластическая составляющая внутренних напряжений $\sigma_{пласт}$ сначала растут, а затем убывают. При $\varepsilon = 25$ % появляется третья система микродвойников. Значения компонент σ_{11}, σ_{12} и пластической составляющей $\sigma_{пласт}$ вновь растут вплоть до степени деформации, равной 29 %. С изменением степени деформации от $\varepsilon = 29$ % до $\varepsilon = 36$ % значения компонент напряжения изгиба и напряжения кручения кристаллической решетки убывают, пластическая составляющая внутренних напряжений, и среднее напряжение по всему материалу также снижаются. С этим согласуется тот факт, что при $\varepsilon \geq 29$ % появляется и развивается четвёртая система двойникования.

В заключение отметим, что поведение вкладов компонент тензора напряжений изгиба и кручения кристаллической решетки в пластическую составляющую внутренних напряжений связано с увеличением числа систем микродвойникования в процессе деформации аустенитной стали.

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

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 10Г2ФТ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

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

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет», г. Томск, Россия,
kozlov@tsuab.ru

Настоящая работа посвящена исследованию структурно-фазового состояния стали 10Г2ФТ, подвергнутой равноканальному угловому прессованию (РКУП) и последующей термообработке в течение 1 часа при температурах 600 и 700^{0}С. При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путём сжатия по двум пересекающимся под углом 120^0 каналам равного диаметра при температуре T = 400^{0}С без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало N = 4.

Структурные исследования были проведены двумя методами: 1) просвечивающей дифракционной электронной микроскопией на тонких фольгах и 2) рентгеноструктурным анализом. Эксперимент был выполнен с применением: 1) электронного микроскопа ЭМ-125, настроенного на высокое разрешение при ускоряющем напряжении 125 кВ и рабочем увеличении в колонне 10 000-30 000 крат, и 2) рентгеновского дифрактометра DRON-3 с использованием K_β рентгеновского излучения высокой интенсивности.

На качественном и количественном уровнях изучено влияние температуры отжига на структуру мелкозернистой стали, полученную методом РКУП. Установлено, что отжиг повлек за собой несколько процессов:

1) возврат (или рекристаллизация) зеренной структуры (размеры зерен увеличились почти на порядок);

2) возврат дислокационной структуры (она осталась сетчатой, но плотность дислокаций значительно уменьшилась);

3) выделение карбидов и карбидные превращения – после отжига цементит в стали отсутствует, теперь основным карбидом является карбид $(Mn,Fe)_{23}C_6$, частицы которого расположены как внутри зерен α-фазы, так и по их границам. Объемная доля этого карбида около 3% при среднем размере частиц 120 нм, причем 2/3 частиц этого карбида сосредоточена в теле зерен и 1/3 – по границам зерен. Наряду с карбидом $(Mn,Fe)_{23}C_6$ присутствует небольшое количество (0.2%) карбида V_2C со средним размером частиц 20 нм, и расположены они на дислокациях;

4) снижение амплитуды дальнодействующих полей напряжений.

Увеличение температуры отжига приводит к образованию зерен α′-фазы (мартенситной фазы), расположенных в стыках зерен α-фазы. Средний размер зерен α′-фазы – ~600 нм. Как правило, зерна α′-фазы представляют собой однопакетный реечный мартенсит. Скалярная плотность дислокаций в зернах α′-фазы практически на порядок выше по сравнению с зернами α-фазы. Зерна α′-фазы являются основными источниками внутренних полей напряжений. Установлено, что появление зерен α′-фазы обусловлено локальным повышением концентрации углерода вблизи стыков больших зерен.

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

ФРАГМЕНТИРОВАННАЯ СУБСТРУКТУРА И ЕЕ ПАРАМЕТРЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ

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

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

При изучении дислокационных структур, возникающих при активной пластической деформации обычно большое внимание уделяется ячеистым дислокационным субструктурам. Между тем при развитой пластической деформации возникает и развивается фрагментированная субструктура. Механизм ее возникновения детально рассмотрен В.В. Рыбиным. Эволюция с деформацией фрагментированной субструктуры и ее параметров изучены недостаточно.

Целью настоящей работы являлось электронно-микроскопическое изучение эволюции фрагментированной субструктуры и ее параметров, формирующейся при деформации поликристаллических ГЦК сплавов. Исследовались сплавы Cu + 0.5 ат. % Al и Cu + 5 ат. % Al с размерами зерен в интервале 10…240 мкм. Деформация сплавов проводилась при комнатной температуре растяжением со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ сек$^{-1}$.

В результате проведенных исследований сплавов системы Cu-Al было установлено, что фрагментированная субструктура формируется в сплавах с небольшим содержанием легирующего элемента (0.5…5 ат. % Al). Фрагментированная субструктура в исследуемых сплавах образуется в процессе активной пластической деформации из ячеистой дислокационной субструктуры. Ее возникновению предшествует значительная пластическая деформация ($\varepsilon_{ист} \geq 0.30$).

По электронно-микроскопическим изображениям структуры были измерены скалярная плотность дислокаций, размер фрагментов и разориентировки на их границах при разных размерах зерен. Было установлено, что плотность дислокаций во фрагментированной субструктуре с ростом деформации возрастает при всех размерах зерен. Размер фрагментов со степенью деформации уменьшается и после степени деформации $\varepsilon \approx 0.6 – 0.7$ он достигает 100 нм. Известно, что этот размер является критическим для наноструктуры. Нанозерна с таким размером практически не содержат дислокаций в теле зерен. Дислокации располагаются только на границах зерен. Такая же ситуация наблюдается и для фрагментов исследуемых сплавов. Это является причиной значительных разориентировок во фрагментированной субструктуре исследуемых сплавов. При размерах зерен 10, 20 и 40 мкм они достигают 30°.

Размер фрагментов при развитой пластической деформации в значительной степени контролирует упрочнение исследуемых сплавов. Чем меньше размер фрагментов, тем выше напряжение течения. Зависимость напряжения течения от размера фрагментов оказывается линейной. Установлено, что фрагментированная субструктура определяет в значительной степени механизм разрушения исследуемых сплавов.

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

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ТЕРМООБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА

Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В.

Самарский государственный технический университет,
г. Самара, Россия
molchanov_v_v_sam@mail.ru

Одним из эффективных методов повышения прочностных свойств металлов и сплавов является их обработка движущимся лучом лазера. При движении этого луча в обрабатываемом образце формируется упрочненная зона закалки в виде прямой дорожки некоторой глубины и ширины.

Пусть на поверхности исследуемого материала движется с постоянной скоростью гауссов источник тепла. В системе координат, у которой начало отсчета совпадает с центром источника тепла, а ось OX направлена вдоль его движения, общее решение стационарного уравнения теплопроводности, удовлетворяющее граничным и краевым условиям, имеет вид, полученный в работе [1]. Это общее решение представляет собой не берущийся в явном виде интеграл. Попытки получить аналитические выражения этого интеграла оказались малопригодными для простых инженерных расчетов. Кроме того, все предыдущие теоретические исследования базировались на так называемой одномерной модели. Данная модель, на взгляд многих исследователей, имеет ряд недостатков. В случае реальной лазерной обработки металлов и сплавов тепловой поток с поверхности вглубь нагреваемого образца является трехмерным. Кроме того, источник тепла имеет конечные размеры. И наконец, источник движется по нагреваемой поверхности. Все это не учитывается в рамках одномерной модели, а для ликвидации возникающих противоречий вносятся различные уточняющие поправки. При этом у разных авторов эти поправки различные, что вызывает сомнения в справедливости полученных таким образом формул.

В предыдущих работах [2,3] авторами данной публикации было приведено решение трехмерного уравнения теплопроводности для случая гауссова источника тепла, движущегося по поверхности полуограниченного пространства, которое имеет вид бесконечного ряда. Оно без каких-либо искусственно внесенных поправок учитывает все реальные особенности лазерной термообработки и, следовательно, является хорошим приближением температурного поля, получаемого при эксперименте. На основании этого решения в данной работе разработаны методики численного моделирования процесса термообработки металлов движущимся лучом лазера.

Список литературы

1. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В. и др. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. М.: Машиностроение, 1985, 496 с.
2. Манако В.В., Путилин В.А. Методика оценки размеров зоны закалки при обработке движущимся лучом лазера. //ФиХОМ, 2010, №5, с. 23-28.
3. Манако В.В.. Путилин В.А., Камашев А.В. Расчет температуры при нагреве неподвижным лазерным лучом. //Теплофизика высоких температур, 2011. Т.49, №1, с. 126-132.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КОРОТКОИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия
molchanov_v_v_sam@mail.ru

Одним из направлений в технологии поверхностной упрочняющей обработки металлов и сплавов является лазерное легирование. Достоинством этого вида обработки является возможность создавать в поверхностных слоях локальные области упрочненного материала, обладающие заданным комплексом физико-механических и химических свойств. Использование с этой целью коротких наносекундных лазерных импульсов значительно расширяет возможности данного вида обработки, поскольку наряду с чисто термическим воздействием возникает механическое воздействие на обрабатываемый материал. При определенных плотностях мощности лазерного излучения происходит генерация ударных волн высокого давления, что позволяет осуществлять массоперенос легирующих элементов вглубь обрабатываемого материала на расстояния, значительно превышающие глубину их проникновения при обычной диффузии.

Данная работа посвящена анализу возможностей легирования поверхностного слоя металлов и сплавов с использованием короткоимпульсного лазерного излучения. Экспериментально показана возможность использования лазера с наносекундной длительностью импульсов для создания микроскопических областей с заданным концентрационным распределением легирующих элементов по глубине зоны воздействия.

Образцы из технически чистых железа и никеля механически полировали и отжигали при температуре 1200^0C в течение двух часов в вакууме. Затем образцы покрывали путем вакуумного напыления легирующим элементом. Далее образцы обрабатывались короткими импульсами излучения рубинного лазера (λ = 0,687 мкм) в режиме модулирующей добротности. Длительность импульсов составляла 30 нс. Плотность мощности лазерного излучения оценивалась как 10^9 Вт/см^2. При таком режиме обработки в металле возникают лазерно-индуцированные ударные волны, пиковое давление в которых составляет величину порядка 20 ГПа. При этом скорость механического нагружения оценивается как 10^7с$^{-1}$.

Электронно-микроскопические исследования поверхности зоны воздействия проводились на растровом электронном микроскопе PHILIPS. После этого был сделан послойный по глубине зоны термического и ударного влияния микрорентгеноскопический анализ на установке SUPERPROB – 739. В результате получены концентрационные кривые распределения легирующих элементов по глубине обработанных металлов.

На основании данного исследования установлено, что массоперенос в металлах при короткоимпульсном лазерном воздействии осуществляется путем увеличения межузельных атомов в поле лазерно-индуцированной ударной волны. Об образовании ударных волн помимо теоретических расчетов говорит и появление на обработанной поверхности следов мощных гидродинамических процессов. Продемонстрирована техническая возможность создания в приповерхностных областях обрабатываемого материала слоев с измененным содержанием элементов, а также чередование слоев с повышенным и пониженным содержанием легирующего элемента.

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ УСТАНОВКИ ПРИ ЗАКАЛКЕ ЧУГУНА ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА

Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия
molchanov_v_v_sam@mail.ru

В данной работе теоретически исследована термообработка поверхности движущимся лучом лазера. Разработаны методики определения технологических режимов, обеспечивающих заданную скорость закалки при обработке железо-углеродистых сплавов.

Задача состоит в решении стационарного уравнения теплопроводности

$$\lambda \Delta T - C\rho V \frac{\partial T}{\partial x} = 0 \,, \qquad (1)$$

удовлетворяющего граничным и краевым условиям. Это решение имеет следующий вид:

$$T(x,y,z) = T_0 + \frac{AP}{\lambda\pi}\sqrt{\frac{a}{\pi}}\int_0^{\infty} \frac{exp\left[-\frac{(x+vt)^2+y^2}{4at+r^2} - \frac{z^2}{4at}\right]}{\sqrt{t}(4at+r^2)}\,dt \,, \qquad (2)$$

где λ – теплопроводность, Δ – оператор Лапласа, T – температура, C – удельная изобарная теплоемкость, ρ – плотность, T_0 –начальная температура, P – мощность всего потока лазерного излучения, падающего на поверхность $z = 0$, A – поглощательная способность поверхности $z = 0$ с нанесенным покрытием, $a = \frac{\lambda}{\rho C}$ – температуропроводность, r – радиус луча лазера. Для гауссова распределения плотности поглощения мощности, используемого в данной работе, принимают $r = k^{-0,5}$, где k - сосредоточенность.

Коэффициенты A, λ, и a могут существенно зависеть от температуры, особенно в высоколегированных сталях. При выводе формулы (2) такая зависимость не предусматривалась, поэтому положим эти коэффициенты неизменными в ходе лазерного нагрева. Кроме того предполагается, что нагреваемый материал представляет собой полуограниченное пространство (толстую пластину), а максимальная температура нагрева его поверхности $z = 0$ не превышает температуру плавления.

Для численного решения уравнения (2) перешли к безразмерным параметрам. На чугуне с характеристика λ = 50 Вт/м·град, $a = 1{,}3\cdot10^{-5}$ м^2/с требуется получить закаленную дорожку глубиной z = 0,0006 м и шириной b = 0,0045 м. Известны температура аустенизации 900 ^{0}C, температура плавления 1140 ^{0}C и коэффициент поглощения используемого покрытия A = 0,75. Нужно определить параметры установки: мощность луча лазера, его радиус и скорость движения. Нами в итоге получены следующие результаты: для решения поставленной задачи мощность лазерного излучения должна быть P = 1400 Вт, радиус пятна r = 0,00375 м, скорость движения луча v = 0, 0055 м/с.

КОНДЕНСАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Митлина Л.А., Великанова Ю.В., Виноградова М.Р., Бадртдинов Г.С.

СамГТУ, г. Самара, Россия,
juliavl@mail.ru

При изучении дефектообразования в монокристаллических пленках феррошпинелей в процессе деформационных воздействий методом избирательного травления обнаружено увеличение плотности малоконтрастных ямок травления, которые могу свидетельствовать об образовании микродефектов, в частности мелких дислокационных петель вакансионного типа.

Попытаемся оценить размеры вакансионных петель, которые могут образоваться в приповерхностных слоях вследствие пересыщения вакансиями при деформации. Известно, что радиус петли при конденсации вакансий [1]:

$$r^2 = \frac{8c_1}{\pi a}(D_v t)^{3/2}$$

где c_1 – вакансионное пересыщения, $D_v \sim a^2\omega_0 e^{-\varepsilon v/kT}$ коэффициент диффузии вакансий, $\omega_0 \sim 10^{13} c^{-1}$. Деформация сжатия пленок $MnFe_2O_4$ проводилась методом четырехточечного изгиба при температуре 673К, нагрузка $\sigma \sim 50$ МПа, время выдержки $t \sim 60$ с. Относительная равновесная концентрация вакансий при данной температуре $c_0 \sim \exp\left(-\frac{\varepsilon_v}{kT}\right) = 2{,}29\cdot10^{-6}$, $\ln(c_0/c) = (\sigma V_a/kT) \sim 1{,}36$, где V_a – атомный объем, откуда $c_0/c = 3{,}9$, $c \sim 5{,}87\cdot10^{-7}$, а величина вакансионного пересыщения $c_1 = (c_0 - c) \sim 1{,}73\cdot10^{-7}$. При этих условиях деформации радиус вакансионного диска составляет ~ 4,69 мкм.

Проверим критерий устойчивости петли:

$$\frac{kTb}{V_a}\ln\frac{c_0}{c} > \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)}\ln\frac{L\alpha}{1{,}8b}.$$

Применительно к рассматриваемым объектам $G \sim 4{,}96$ ГПа – модуль сдвига $b = 5{,}95\cdot10^{-10}$м – вектор Бюргерса, $L \sim 10^3\cdot b$, $\nu = 0{,}29$ – коэффициент Пуассона, $\alpha = 4$. При заданных значениях параметров получим $3{,}6\cdot10^{-2} > 3{,}9\cdot10^{-3}$, т.е. критерий соблюдается и дислокационные петли будут устойчивыми.

По критерию Франка можно оценить в какой форме будут находиться вакансионные скопления в виде пор или петель:

$$\left(\frac{r}{b}\right)^{1/3} > \frac{1}{1{,}2\pi^{2/3}(1-\nu)}\ln\frac{2r}{b}.$$

Оценки дают неравенство 19,9 > 7,93, что указывает на существование вакансионных скоплений r ~ 4,69 мкм в виде дислокационных петель.

Критический радиус зародыша r_c в рассматриваемых образцах для устойчивого вакансионного скопления составляет $r_c \sim 0{,}09$ мкм, т.е. $r_c < r$, что также указывает на возможность образования петель при данных условиях пересыщения.

Предполагая, что пары ямок травления, обнаруженные экспериментально, есть выходы дислокационных полупетель, можно оценить радиус полупетли. Точного количественного совпадения результатов расчета и эксперимента не достигается, наблюдаемые экспериментально r в 2-3 раза меньше расчетных.

1. Кириченко В.В., Слезов В.В., Рожанский В.Л. //ФТТ. 1973. Т. 15. № 10. С. 2865-2870.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ МАТЕРИАЛОВ НАНОРАЗМЕРНОГО ДИАПАЗОНА

Звягинцева А.В.

Воронежский государственный технический университет,
г. Воронеж, Россия
zvygincevaav@mail.ru

Наноматериалы, в широком смысле этого слова, представляют собой системы с неоднородностями структуры наноразмерного диапазона. Эти неоднородности структуры обладают полями внутренних напряжений при силовом или температурном нагружении. Атомы водорода взаимодействуют с полями внутренних напряжений. В результате такого взаимодействия образуются примесные сегрегации из атомов водорода и гидридные фазы в некоторых металлах. Если структурные неоднородности присущи материалу покрытий элементов конструкции (например, в приборах радиоэлектроники), то атомы водорода задерживаются в покрытии и не проникают в объем основного материала.

Механизмы образования неоднородных структур в различных материалах достаточно многообразны. Это, прежде всего, фазовые превращения в сплавах. Неоднородные структуры материала образуются также при интенсивной пластической деформации. Такие системы характеризуются малым размером зерна, и их характерной особенностью является наличие значительной доли межзеренных границ со своими структурными несовершенствами. Макроскопическое проявление свойств наноструктурных материалов (например, размерный эффект) обусловлено их внутренней структурой: структурное совершенство нанозерен и значительный объем межзеренных границ. Это приводит к изменению теплофизических, упругих и прочностных характеристик наноматериалов в макроскопическом масштабе. В работе [1] показано, что формирование мелкокристаллической структуры металла и сплава с оптимальной степенью дефектности, которая является местами закрепления водорода, может быть осуществлено электрохимическим методом с использованием в качестве нанообразующих добавок – бора. При введении бора в никель происходит переход от кристаллической структуры (бора до 5 ат. %) к неявно выраженной кристаллической структуре (бора 6–9 ат. %) с переходом к аморфной структуре. С одной стороны, повышение концентрации бора в системе Ni-B вызывает увеличение содержания водорода, по сравнению с никелем. Бор, как примесная ловушка для атомов водорода, обуславливает структурные изменения в никеле и создает условия для формирования структурных ловушек для атомов водорода. В результате структурные и примесные ловушки уменьшают водородную проницаемость металла. С другой стороны, наблюдается: увеличение твердости, износостойкости, термостойкости, коррозионной устойчивости в солевых средах и ряда других характеристик электрохимических систем Ni–B–H по сравнению с никелем и хромом. Таким образом, характерной особенностью наноструктурных материалов, синтезируемых электрохимическим методом, является наличие межзеренных границ со своими структурными элементами.

Список литературы

1. Звягинцева А.В. Зависимость процессов взаимодействия металлов с водородом от структуры электрохимических систем. Ученые записки Таврического национального университета им. В. И. Вернадского. Серия «Биология, химия». Том 26 (65). 2013. № 4. С. 259-269.

ПРИМЕСНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ – ФАКТОР ИЗМЕНЕНИЯ ИХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Звягинцева А.В.

Воронежский государственный технический университет,
г. Воронеж, Россия
zvygincevaav@mail.ru

Сложное взаимодействие электронных систем в окрестности примеси замещения меняет комплекс свойств кристалла в микроскопическом масштабе. Это относится к теплофизическим, электрофизическим, упругим и прочностным характеристикам конструкционных материалов. Примесные ловушки представляют собой точечные дефекты, атомный радиус которых отличается от соответствующего значения основного металла. Природа локальных напряжений (растяжение или сжатие) определяет характер взаимодействия точечных дефектов с примесными ловушками. Атом водорода является примесью внедрения и увеличивает объем кристалла при своем размещении. Это приводит к его упругому взаимодействию с локальными напряжениями расширения в окрестности примесного атома. Другими словами, примеси замещения малого атомного радиуса являются ловушками для изотопов водорода (протия и дейтерия). Рассмотрим систему «никель-бор». Атом бора является примесью замещения с малым атомным радиусом по сравнению с никелем. Для оценки потенциала взаимодействия атома водорода с примесной ловушкой воспользуемся следующими численными значениями постоянных: r_{Ni} = 1,38Å, r_B = 1,22 Å, $\delta\upsilon = 2{,}8\cdot10^{-30}$ м^3, $E_{\mathrm{Ni}} = 2\cdot10^5$ МПа, [1]. Значение σ_{rr} находится из выражения $\sigma_{rr} \approx E_{\mathrm{Ni}} \frac{r_{\mathrm{Ni}} - r_B}{r_{\mathrm{Ni}}}$, где E_{Ni} – модуль Юнга никеля, r_{Ni} – атомный радиус никеля, r_B – атомный радиус бора. После проведения оценок получим $V = -0{,}67\cdot10^{-19}$ Дж (0,42 эВ). Знак минус физически означает, что изотопы водорода взаимодействуют с локальной примесной ловушкой в виде атома бора (примесь замещения), с последующим образованием комплекса «бор–водород». Проведенная оценка носит условный характер, поскольку отсутствуют точечные значения атомных радиусов рассматриваемых элементов.

Таким образом, взаимодействие водорода с металлами является определяющим процессом для двух направлений научных исследований.

Одно из направлений исследований проводимых нами - разработка систем, способных обратимо сорбировать и десорбировать водород в приемлемых внешних условиях (давление, температура). Диффузионная миграция атомов водорода в объем металла с последующим образованием примесных сегрегаций и гидридных фаз зависит от наличия структурных и примесных ловушек.

Второе направление исследований заключается в разработке эффективных покрытий для удержания атомов водорода в приповерхностном слое элементов конструкций различного назначения. В этом случае примесные и структурные ловушки для атомов водорода продлевают ресурс эксплуатации изделий и изменяют их физико-механические свойства, как в положительную сторону, так и в отрицательную.

Список литературы

1. Н.М.Власов, А.В.Звягинцева. Математическое моделирование водородной проницаемости металлов /Монография. Воронеж: ВГТУ, 2012. 247 с.

РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ ПУТЕМ ЗАРОЖДЕНИЯ КРУГОВЫХ ПРИЗМАТИЧЕСКИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ

Гуткин М.Ю.,[1-3] Колесникова А.Л.,[1,3,4] Красницкий С.А.,[2,3] Дорогин Л.М.,[3-5] Викарчук А.А.,[4] Романов А.Е.,[3,4,6]

[1] *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
[2] *Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*
[3] *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*
[4] *Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*
[5] *Institute of Physics, University of Tartu, Tartu, Estonia*
[6] *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
m.y.gutkin@gmail.com, krasnitsky@inbox.ru

Формирование икосаэдрических частиц (ИЧ) сопровождается появлением внутренних механических напряжений, обусловленных наличием осей симметрии пятого порядка [1]. В первом приближении эти напряжения описываются континуальной моделью Маркса-Иоффе [2]. По мере роста ИЧ они могут релаксировать путем образования в ИЧ различных дефектов, таких как дислокации и дисклинации, поры, щели, слои с атомным несоответствием, нарастающие на поверхности усы и т. д. [3–7]. Наибольший интерес представляют начальные стадии релаксации, происходящие путем образования одиночных дефектов, а именно призматических дислокационных петель (ПДП). В настоящей работе для анализа условий начала релаксации внутренних напряжений в ИЧ использовано точное решение граничной задачи теории упругости для круговой ПДП [8]. Представлены расчет и анализ изменения энергии ИЧ при появлении в ней ПДП. Показано, что зарождение ПДП в ИЧ энергетически выгодно, если радиус ИЧ превышает некоторое критическое значение, которое зависит от энергии ядра ПДП. В этом случае возможно безбарьерное зарождение ПДП в экваториальной плоскости ИЧ. Зародившаяся там ПДП должна расширяться до тех пор, пока она не достигнет некоторого оптимального радиуса. Отношение оптимального радиуса ПДП к радиусу ИЧ увеличивается с ростом радиуса ИЧ и стремится к 0.6 при стремлении последнего к бесконечности. Повышение энергии ядра ПДП ведет к росту критического радиуса ИЧ и к снижению оптимального радиуса ПДП. Для более мелких ИЧ влияние энергии ядра значительно сильнее, чем для более крупных. Показано также, что критический радиус металлической ИЧ определяется ее возможностью вместить в себя самую малую ПДП. Таким образом, из расчетов следует, что самые мелкие металлические ИЧ радиусом в несколько нанометров не содержат ПДП.

Список литературы

1. K. Koga, K. Sugawara, Surf. Sci. 529 (2003) 23.
2. A. Howie, L.D. Marks, Philos. Mag. A 49 (1984) 95.
3. A.E. Romanov, I.A. Polonsky, et al., J. Cryst. Growth 129 (1993) 691.
4. V.G. Gryaznov, J. Heidenreich et al., Cryst. Res. Technol. 34 (1999) 1091.
5. A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov, Phys. Stat. Sol. (RRL) 1 (2007) 271.
6. A.E. Romanov, A.A. Vikarchuk, et al., J. Mater. Res. 27 (2012) 545.
7. А.Е. Романов, Л.М. Дорогин и др., Письма в ЖТФ 40, №4 (2014) 72
8. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, et al., Int. J. Solids Structures, 50 (2013) 1839.
9. J.P. Hirth, J. Lothe, Theory of Dislocations, 2nd ed., Wiley, 1982.

НАНОВИСКЕРЫ И НАНОВИСКЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Викарчук А.А.[1], Дорогов М.В.[1], Довженко О.А.[1], Грызунова Н.Н.[1], Романов А.Е.[1, 2, 3]

[1] Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
[2] Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия
[3] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
maxim@tltsu.ru

Металлические и неметаллические усы (вискеры) активно исследуются с середины XX в. Первоначальный интерес был вызван их негативным эффектом в электронике. Спонтанный рост вискеров в электронных платах приводил к короткому замыканию цепей и выходу устройств из строя. Последующие исследование показали, что вискеры обладают высокими механическими свойствами. На сегодняшний день вискеры широко используются в промышленности в качестве зондов, датчиков, эмиттеров, преобразователей и т.д. Поэтому разработка технологии массового производства вискеров является актуальной задачей.

Для получения вискерных структур нами используется простой, но эффективный способ – отжиг электролитических медных покрытий и частиц. Метод позволяет наносить покрытия и частицы практически на любой электропроводящий носитель. Последующий отжиг обеспечивает массовое образование вискеров. Необходимым условием их роста является наличие кислорода в атмосфере и повышенная температура. Оптимальная температура (около 400° С) обеспечивающая максимальную концентрацию вискеров установлена нами экспериментально методами дифференциальной сканирующей калориметрии и электронно-микроскопическими исследованиями.

Получаемые вискерные структуры были исследованы методами рентгеновской дифракции, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией, рентгеноспектральным микроанализом, низкотемпературной газовой адсорбцией. Проведенные исследования показывают, что вискеры представляют собой нитевидные нанокристаллы оксида меди CuO. В зависимости от времени роста выскеры могут достигать длины в несколько десятков мкм, но диаметр при этом не превышает 100 нм. Отжиг при оптимальных температурах, позволяет формировать «лес» вискеров с плотностью до $10^{10} – 10^{11}$ см$^{-2}$, что обеспечивает увеличение удельной поверхности материала на несколько порядков.

Такие вискерные структуры с развитой поверхностью имеют высокую каталитическую активность и найдут широкое применение в химической промышленности, например, для синтеза анилина.

Высокая концентрация вискеров и хорошие механические свойства позволяют использовать их в фильтрующих и сорбирующих элементах. Исследование композиционного металл-углеродного материала с вискерной структурой показали его высокую эффективность для очистки жидкостей и газов.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, Постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011 и Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 13-02-00221.

МНОГООБРАЗИЕ ФОРМ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Иноземцев А.В.[1], Пушкин М.С.[1], Гринберг Б.А.[1], ИвановМ.А.[2], Кузьмин С.В.[3], Лысак В.И.[3]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,Россия,* av-inz@yandex.ru
[2]*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев, Украина,* maivanov@ukr.net
[3]*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, сия,* weld@vstu.ru

Общепринятая классификация границ раздела сварных соединений при сварке взрывом включает два основных типа: плоская и волнообразная. Но до сих пор не было исследований, направленных на изучение различных переходных состояний поверхности раздела сварных соединений, получаемых при использовании промежуточных режимов сварки (между верхней и нижней границами свариваемости).

Целью работы было выяснить, каким образом плоская поверхность преобразуется в волнообразную при «усилении» режима сварки, зафиксировать и описать структуры переходных состояний.

Объектом изучения были поверхности Cu–Ta и Cu–Ti. При варьировании параметров соударения и материалов был получен набор поверхностей.

Перечислим типы поверхностей (по возрастанию силы взрывного воздействия в процессе сварке): набор отдельных всплесков (ниже нижнее границы свариваемости), поверхность с регулярными всплесками (на нижней границе), поверхности типа «лоскутное одеяло» (рис. 1*а*) при промежуточных режимах между нижней к верхней границами свариваемости), граница в виде прерывистых волн или квазиволновая поверхность на поверхности титана (при промежуточных режимах в соединениях Cu–Ti). «Изрезанная» волнообразная поверхность Cu–Ti при более сильном режиме сварки (рис. 1*б*).

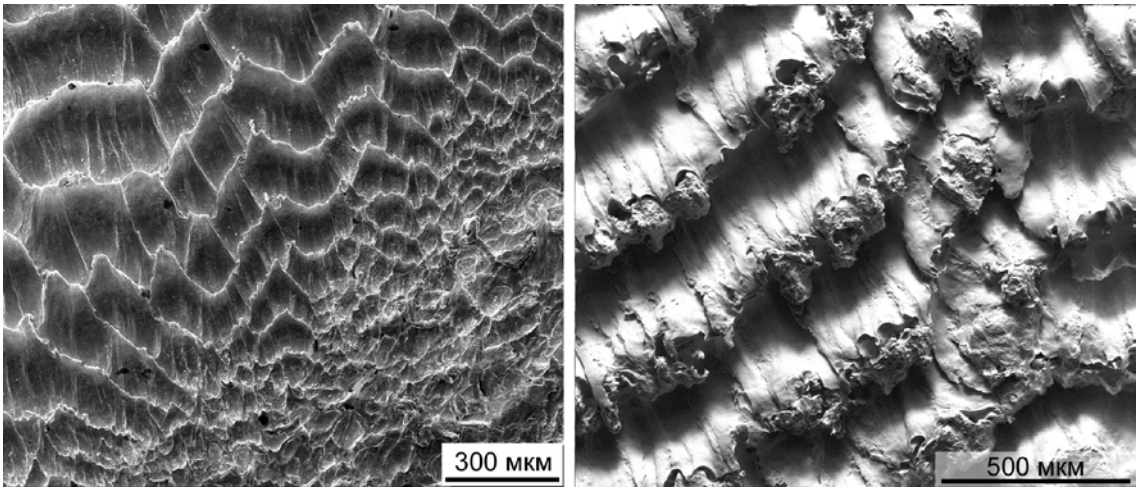


Рис. 1. СЭМ изображения переходных поверхностей: а – переход от всплесков к волнам на поверхности тантала; б – волнообразная поверхность титана.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00158)

1. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, А.М. Власова, М.С.Пушкин. ФММ, 2015, Т.116, №4, в печати.

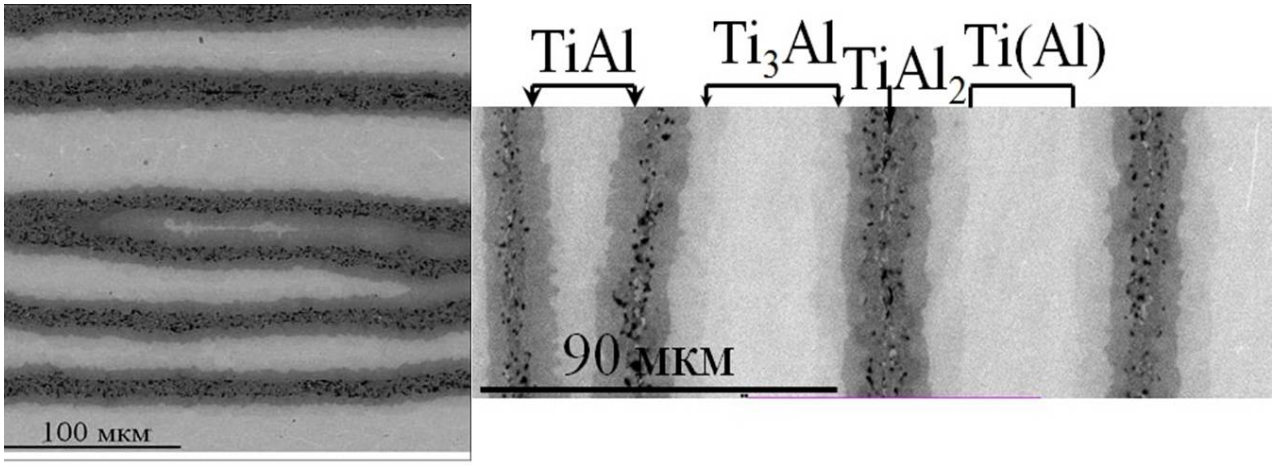
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti/Al, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНАЦИЕЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Желтякова И.С., Карпов М.И., Коржов В.П.

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

Композиты на основе системы Ti–Al рассматриваются в качестве конструкционных материалов, обладающих достаточной удельной прочностью, высокими антикоррозионными свойствами и значительной жаропрочностью при умеренных (до 800–850°С) температурах.

При выполнении данной работы в качестве исходных материалов для получения слоистых композитов использовали фольги титана и сплава алюминия с 0,2 масс % кремния. Соотношение толщин слоев титана и алюминия было выбрано 50/10,50/25,100/30 и 100/70 мкм. На 1 этапе собранный пакет с заданным соотношением фольг подвергали низкотемпературной диффузионной сварке (ДС) и пакетной прокатке при комнатной температуре до толщины~1,3 мм. На 2 этапе из полученной Ti/Al фольги, проложенной Al-фольгой, сформировывали пакет, который в дальнейшем подвергали ДС под давлением в 2 этапа: 500°С, 1 час, 200кГ и 1020°С, 30 минут, 1,5 Т., и отжигали при температуре 850°С в течение 5 и 10 часов.



а *б*

На рис.1 представлены данные РЭМ одного из вариантов микроструктуры поперечного сечения композита после 2 этапа изготовления (*а*) и фрагмент микроструктуры композита вдоль направления прокатки после термообработки 850°С в течение 10 часов (*б*). В структуре композита по данным точечного микрорентгеноспектрального анализа можно выделить 4 слоя: наиболее светлый слой соответствует твердому раствору Al в Ti, светло-серый слой – Ti_3Al, серый слой – TiAl, а темно-серый слой – $TiAl_2$.С увеличением времени термообработки увеличивается толщина интерметаллической прослойки.

Испытания на трехточечный изгиб проводились на образцах, вырезанных из композита и прошедших термообработку при температуре 850°С в течение 10 часов, направление приложения разрушающей нагрузки было перпендикулярно поверхности слоев. Значения $\sigma_{ПЦ}$ изменялись от 500 до 900 МПа в интервалах температур 650–850°С. По данным испытаний образцы имели пластичный характер разрушения.

КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ЗАКАЛКУ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Филиппов Г.А.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина",
Россия, Москва,
1ab@bk.ru

В авиационной технике существует ряд ответственных деталей для которых используется особая группа высокопрочных коррозионностойких трип-сталей марки типа 23Х15Н5СМ3Г. Содержание углерода в данной стали от 0,12 до 0,23%. Сталь данной марки значительно более стойкая против усталостного разрушения, чем конструкционная. Структурой стали после закалки является метастабильный аустенит, который претерпевает фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ в мартенсит деформации, что в свою очередь, упрочняет сталь при сохранении высокой пластичности.

Сталь марки 23Х15Н5СМ3Г используется в виде холоднокатаной ленты толщиной 0,3–0,8мм и предназначена для работы в условиях воздействия упругих циклических нагрузок и агрессивной атмосферной среды и, следовательно, испытывает риск развития усталостного разрушения.

В настоящее время существует проблема повышения ресурса холоднокатаной ленты.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния времени выдержки от 3-х до 90 минут в процессе нагрева при t=1150°С под закалку промышленной стали 23Х15Н5СМ3Г со структурой метастабильного аустенита и мартенсита охлаждения после горячей прокатки на подкат толщиной 3,5мм на фазовый состав, твердость HRC и размер зерна аустенита.

Получена зависимость количества аустенита, мартенсита охлаждения, карбидов $Cr_{23}C_6$, а также значений твердости HRC от времени выдержки при t = 1150°С.

Установлено, что при выдержках менее 40 минут количество γ-фазы, а также твердости – уменьшаются по сравнению с горячекатаным состоянием, а количество α-фазы увеличивается, причем, наиболее резко при малых выдержках 3–6 мин.

Напротив, при увеличении выдержки более 6 минут при малом размере зерна количество γ фазы и значений твердости, возрастают до их уровня в горячекатаном состоянии.

Список литературы

1. Потак, Я. М. Высокопрочные стали / Я. М. Потак. – М. : Металлургия, 1972. – 208с.
2. Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Панкова М.Н. Филиппов Г.А., Кравченко Я.П. «Роль структуры коррозионностойкой трип - стали в повышении эксплуатационной надежности холоднокатаной ленты» // «Проблемы черной металлургии и материаловедения», 2011, №1, С. 48-56.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТАЛИ 10Х8НМВФБ АЗОТОМ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ

Щукина Л.Е., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Ильичёв М.В.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г.Москва, Россия,
lutik_181@mail.ru, 16mvb@mail.ru, iqs12@ya.ru

Процессы с использованием плазмы находят все более широкое применение в технологиях обработки материалов: сварке, резке, наплавке, напылении, поверхностной закалке конструкционных материалов, металлургии редких металлов и качественных сплавов.

Низкотемпературная плазма находит применение и в области легирования сталей азотом из дуговой плазмы. Эффект упрочнения твердого раствора может быть вызван атомарным азотом или карбонитридными фазами. В связи с этим, при создании новых азотсодержащих сталей и технологии их производства важно учитывать особенности поведения азота как при его взаимодействии с жидким расплавом, так и в процессе кристаллизации и фазовой перекристаллизации. Именно эти процессы определяют эффективность легирования стали азотом.

Изменением параметров дугового разряда можно влиять на соотношение элементарных частиц азота в потоке плазмы. Активные формы азота (атомы, ионы, возбужденные молекулы) при переходе от высоких температур плазмы (≈ 104 К) к относительно низким температурам поверхности металла (≈ 2400 К) релаксируют свою избыточную энергию. Однако энергия частиц не успевает понизиться до равновесных значений, соответствующих температуре поверхности металла, поэтому эти частицы обладают повышенным химическим потенциалом на границе с металлом, что приводит к повышенному насыщению металла азотом за достаточно короткое время. При этом регулирование процесса азотирования осуществляется мощностью дугового разряда и расходом плазмообразующего газа.

Легирование нержавеющих сталей азотом позволяет решать не только вопросы повышения их прочности и снижения металлоемкости изделий, но и экономии дорогостоящих легирующих элементов, например, никеля, марганца и молибдена (при определенных условиях). Поэтому азотирование сталей является актуальной задачей с точки зрения рационального природопользования и энергосбережения.

При производстве сталей на отечественных заводах для легирования азотом, как правило, используются азотированные ферросплавы, что существенно повышает стоимость продукции.

В настоящей работе проведены результаты лабораторных экспериментов по азотированию при переплаве стали на плазменной установке. Проведены термодинамические расчеты по усвоению металлом молекулярного, возбужденного и атомарного азота. Исследовано влияния параметров дугового разряда на содержание азота в стали. Оценено влияние содержания азота на коррозионные и механические свойства стали 10Х8НМВФБ.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-08-00400.

ДЕГРАДАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ

Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А.

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

Деградация свойств металлоконструкций в процессе эксплуатации, в первую очередь, определяется рабочими нагрузками, воздействием окружающей среды, а также структурным состоянием и химическим составом металла.

В данной работе исследованы процессы старения металла магистральных трубопроводов. Большая часть магистральных трубопроводов была построена еще во времена Советского Союза и в настоящее время более 70% эксплуатирующихся труб выработали свой расчетный ресурс. Это повышает риск экологических катастроф.

Исследовались процессы деградации механических свойств в металле труб магистральных трубопроводов (МТ) на примере сталей трех поколений: простой углеродистой стали типа Ст4, низколегированной стали типа 17ГС и стали с карбонитридным упрочнением типа 10Г2ФБ.

Были проведены исследования химического состава сталей, испытания на ударный изгиб при температурах минус 40°С (на образцах KCV, тип образца 11) по ГОСТ 9454-78, оценка вязкой составляющей в изломе образцов по ГОСТ 4543, металлографические исследования с помощью оптического микроскопа Nikon Eclipse MA200, фрактографические исследования проводили на растровом сканирующем микроскопе JEOL JSM-6610 LV.

Склонность стали к замедленному хрупкому разрушению (ЗХР) является одной из наиболее чувствительных к изменением структурного состояния характеристикой. Испытания на склонность к замедленному хрупкому разрушению ЗХР при одновременном воздействии напряжений, коррозионной среды и водорода могут не только моделировать процессы старения металла в результате длительной эксплуатации на МТ, но и имитировать процесс разрушения в реальных условиях эксплуатации при протекании процессов электрохимической коррозии.

Проведенными исследованиями не выявлено изменений стандартных механически характеристик металла МТ после эксплуатации в течение срока, существенно превышающий расчетный ресурс. При этом для углеродистой стали обычного качества Ст4сп и сталей с твердорастворным упрочнением типа 17ГС установлено снижение характеристик хладостойкости. Порог хладноломкости лежит в области положительных температур и даже при нуле разрушение происходит по хрупкому транскристаллическому механизму. В работе показано, что длительная эксплуатация трубных феррито-перлитных сталей типа 17ГС в течение 18-34 лет снижает чувствительное к локальным структурным изменениям сопротивление замедленному разрушению более чем в 5 раз.

Список литературы

1. Филиппов Г.А., Ливанова О.В., Дмитриев В.Ф. Деградация свойств металлов при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов // Сталь. 2003. № 2. С. 84–87.
2. Плешивцев В.Г., Пак Ю.А., Филиппов Г.А. и др. Факторы, влияющие на эксплуатационную надежность трубопроводов // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 1. С. 6–11.

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

Изотов В.И., Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Филиппов Г.А.

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

Стали с перлитной структурой широко применяются для производства рельсов и колес, так как обладают повышенным сопротивлением износу и контактным усталостным повреждениям [1, 2]. Основным недостатком перлитных сталей является невысокая прочность, регулируемая изменением межпластиночного расстояния перлита.

Целью настоящей работы было изучение возможности повышения прочности перлитной стали с использованием явления дисперсионного твердения – путем выделения дисперсных частиц меди в ферритных промежутках между пластинами цементита. Выбор меди в качестве легирующей добавки к перлитной стали обусловлен ее переменной растворимостью в железе в γ- и α-состояниях в зависимости от температуры [3] и способности выделиться из твердого α-раствора при отпуске при температуре выше 450–480^{0}C.

В настоящей работе методами световой и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), а также механических испытаний исследовали структуру и свойства стали состава: Fe–0,59%C–1,03%Mn–0,39%Si–1,25%Cu и примеси и сравнивали со свойствами близкой по составу колесной стали марки «2» ГОСТ 10791-2011.

Исследована кинетика перлитного превращения этой медистой стали и показано, что для завершения превращения при 600^{0}C необходимо время порядка ~1 мин, при этом скорость роста перлитной колонии составляет $(2–3)\cdot10^{-4}$ см/с, что на порядок меньше, чем у нелегированной стали.

Исследована кинетика упрочнения при отпуске медистой стали при 500–600^{0}C в течение от 15 до 180 мин. Показано, что максимум твердости при 500^{0}C достигается за ~2 ч., а прочностные свойства превышают на ~10% свойства стали марки «2».

Методом ПЭМ показано, что изменение свойств медистой стали обусловлено выделением нанодисперсных (5-20 нм и более) частиц меди в ферритных промежутках перлита и в зернах свободного феррита.

Список литературы

1. Счастливцев В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л., Окишев К. Ю., Табатчикова Т. И., Хлебникова Ю. В. Перлит в углеродистых сталях// Екатеринбург: Институт физики металлов УрО РАН, 2006. с. 6.
2. Макаров А. В., Саврай Р. А., Счастливцев В. М., Табатчикова Т. И., Яковлева И. Л., Егорова Л. Ю. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении//ФММ, 2011, том 111, №1, с. 97 – 111.
3. Гудремон Э. Специальные стали. Перевод с немецкого. Том второй//Москва, 1960, с. 1351-1369, с.1387-1389.

АЗОТСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ С УНИКАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Белоусов Г.С., Филиппов Г.А., Белоусов А.В.

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

В машиностроении крайне востребованы высокоазотистые стали как наиболее подходящие для деталей машин, работающих под многофакторным разрушающим одновременным воздействием (коррозия, ударное, импульсное, циклическое, статическое нагружение, абразивный износ и т.п.). Отечественный опыт, зарубежные источники указывают, что эффективны для этих целей стали со сверхравновесными концентрациями азота [1, 2].

Разработанный метод газотермобарического легирования (ГТБЛ) азотом сталей и сплавов за счет варьирования параметрами процесса позволяет получать стали и сплавы со сверхравновесными концентрациями азота, обладающие широким спектром структур. В первую очередь, это относится к сталям с невысоким содержанием легирующих элементов, понижающих активность азота. Показано, что низколегированные, легированные и высоколегированные стали после насыщения азотом методом ГТБЛ до концентраций 0,4– 2,3% по массе обладают дисперсными структурами с нитридами размером 5–100 нм.

Интерес к использованию азота как легирующего элемента сталей, в первую очередь, обусловлен эффективностью его применения как упрочнителя твердого раствора. Известно [3], что аномально высоким деформационным упрочнением обладает сталь Гадфильда. В результате исследования влияния азота на упрочнение железомарганцевого аустенита, установлено, что азот вдвое эффективнее углерода упрочняет железомарганцевый аустенит, при этом, деформационное упрочнение азотистого железомарганцевого аустенита определяется как зонами, обогащенными марганцем и азотом, так и эффективной концентрацией азота в твердом растворе; предел текучести является линейной функцией активности азота в железомарганцевом аустените. Экспериментально были получены азотистые железомарганцевые сплавы со структурой аустенита в интервале концентраций азота 0,4–2,3% по массе.

На примере деталей топливной аппаратуры изготавливаемых из сталей 25Х5М, 18Х2Н4МА, подшипников качения из сталей 8Х4В9Ф2, 110Х18М-ШД, 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш показана высокая эффективность объемного легирования азотом этих деталей методом ГТБЛ для повышения их эксплуатационных свойств. Стендовые испытания указанных деталей показали увеличение их ресурса в 2–4 раза. Легирование инварных сплавов (Fe+36%N) позволило повысить их прочностные характеристики в 1,5–3,0 раза.

Список литературы

1. Тезисы докладов 1-й Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям. – К.: 1990. – 132с.
2. Банных О.А. Высокоазотистые коррозионно-стойкие стали – перспективный класс конструкционных материалов. Сб. тезисов VII Международной конференции (29 октября – 2 ноября 2012, Черноголовка), Черноголовка, 240 с.
3. Богачев И. Н. и Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973, с. 174.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

Полехина Н.А. [1, 2], **Литовченко И.Ю.** [1, 2], **Тюменцев А.Н.**[1, 2], **Астафурова Е.Г.** [2], **Чернов В.М.**[3], **Леонтьева-Смирнова М.В.**[3]

[1]*Томский государственный университет, Томск, Россия,*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*
[3]*ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», Москва, Россия,*
nadejda89tsk@yandex.ru

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и высокотемпературного рентгеноструктурного анализа в режиме *in-situ* исследованы особенности структурно-фазовых превращений, происходящих при нагреве и охлаждении малоактивируемой 12% Cr ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16Х12В2ФТаР) в интервале температур от 20 до 1100 °С.

Значения критических точек (α→γ)-превращения стали ЭК-181, определенные с помощью рентгеноструктурного анализа ($A_{c1} \approx 850$ °С, $A_{c3} \approx 950$ °С) близки к значениям, определенным методом ДСК: $A_{c1} = 866–876$ °С, $A_{c3} = 896–908$ °С.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, при медленном (12 град/мин) охлаждении образца от $T = 1100$ °С в температурном интервале 910–890 °С реализуется диффузионное превращение «аустенит→α-феррит». В случае охлаждения на воздухе при ДСК-исследовании происходит мартенситное превращение ($M_н = 366–397$ °С, $M_к = 293–308$ °С). При быстром охлаждении стали ЭК-181 со скоростью выше критической происходит превращение мартенситного типа, а при более низких скоростях охлаждения мартенситное превращение подавляется и аустенит превращается в α-феррит при более высокой температуре.

В окрестности точки Кюри $T_c \approx 720$ °С, определенной из анализа ДСК-кривых стали ЭК-181, профили рентгеновских линий не меняются. Это означает, что магнитное превращение «ферромагнетик→парамагнетик» происходит в одном и том же структурном состоянии материала (состоянии отпущенного мартенсита) и не связано с какими-либо изменениями его структуры.

При медленном нагреве в интервале температур 830–875 °С наблюдается увлечение (от 3–5 до ≈ 20 %) объемной доли карбидов $M_{23}C_6$. В процессе дальнейшего увеличения температуры до 1000 °С эта величина остается неизменной. Полное растворение частиц фазы $M_{23}C_6$ происходит в температурном интервале 1000–1100 °С. Медленное охлаждение образца от 1100 °С до 30 °С со скоростью 12 град/мин не приводит к выделению рассматриваемых частиц.

Исследования температурной зависимости параметра решетки (a) стали ЭК-181 в интервале от 30 °С до 800 °С показали, что с ростом температуры его значение увеличивается от 0,2874 нм до 0,2901 нм. Последующее охлаждение приводит к его снижению до величины, близкой первоначальной.

Настоящая работа выполнена при поддержке Программы повышения международной конкурентоспособности ТГУ на 2013-2020 гг.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421

Землякова Н.В.

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

При квазистатической интенсивной деформации методом РКУП происходит изменение структурно-фазового состава сплава. При взаимодействии решеточных дислокаций с фазами происходит их механическое дробление [1,2]; искажение кристаллической решетки изменяет схему распада твердого раствора и последовательность выделения фаз [3]; при растворении фаз повышается пересыщение твердого раствора. При дальнейшем деформировании ультрамелкозернистого алюминиевого сплава необходимо учитывать: как изменяется его структура и свойства. Цель работы: изучить трансформацию фазовых превращений в алюминиевом сплаве 1421 с крупным (КЗ) и мелким (УМЗ) зерном, полученном при РКУП деформации и последующей динамической деформации (ДД) по стандартной методике Кольского - Гопкинсона.

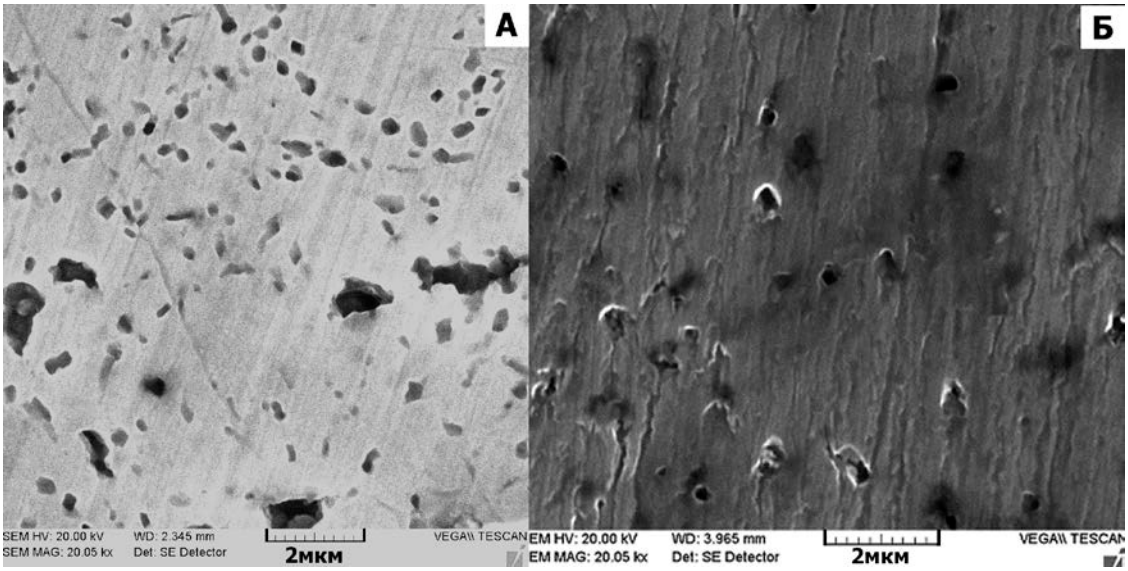


Фото 1. Микроструктура сплава 1421 КЗ + ДД (А) и 1421УМЗ + ДД (Б).

В настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа, калориметрии, сканирующей электронной микроскопии, металлографии и микротвердости были исследованы изменения фазовых превращений сплава после каждого вида деформирования. Получено, что после квазистатической РКУП обработки происходит измельчение большинства конгломератов фаз. Однако вдоль направления деформирования обнаружено увеличение объемной доли строчечных выделений S - фазы.

После динамического деформирования УМЗ сплава, образуются фазы, содержащие кремний и марганец, которые практически не изменяются в размерах, строчечные выделения S-фазы исчезают из-за механического растворения. Подтверждением этого является образование полос скольжения, расстояние между которыми составляет 0,5 мкм (фото 1Б). Приводится сравнение с данными по динамическому деформированию крупнозернистого сплава 1421 (фото 1А).

ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, УСТОЙЧИВОГО К АГРЕССИВНОЙ МОРСКОЙ СРЕДЕ

[1]Барахтин Б.К., [2]Кузнецов А.В., [3]Морозов В.А., [2,4]Савенков Г.Г.

[1]ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия
[2]ОАО «Армалит-1», г. Санкт-Петербург, Россия, avkuznecov@armalit1.ru
[3]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[4]Санкт-Петербургский технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия,
sav-georgij@yandex.ru

Поверхностная обработка материалов импульсными электронными пучками с целью повышения уровня эксплуатационных свойств является в настоящее время одной из наиболее перспективных. В настоящей работе титановый деформируемый (α+β) сплав марки 3М обрабатывали сильноточным электронным пучком (СЭП) с параметрами: средняя энергия электронов – 250 кэВ, длительность импульса тока – 30 нс, амплитуда тока – 700 А, мощность потока импульса – $2{,}5 \cdot 10^6$ Вт/см^2.

Обработка поверхности проводилась в двух режимах: 1 – на поверхность образцов (диски диаметром 30 мм и толщиной 3 мм) воздействовали СЭП и катодный факел (металлическая плазма), генерировавшийся с катода вслед за пучком; 2 – на поверхность образцов воздействовал толь СЭП. Такие воздействия, как известно, сопровождаются сверхвысокими скоростями нагрева (до 10^8 град/с) тонкого приповерхностного слоя вплоть до температур плавления, при этом процесс нагрева материала становится самоорганизующимся с аномальными эффектами в распространении и локализации тепла [1].

Исследования образцов на световом микроскопе «Аксиоверт» выявили следующие структурные изменения. Для первого режима характерно образование волнообразной приповерхностной области высотой ~ 25 мкм со стороны фронтальной поверхности, в которой возникла в результате перекристаллизации α"- фаза с ромбической решёткой и остаточной β-фазой. Микротвёрдость, измеренная с помощью микротвёрдомера «Аффри» при нагрузке 0,2 Н, в этом слое упала на 20 – 25%.

Для второго режима обработки наблюдалось образование приповерхностной области, состоящей из двух зон. В первой (прифронтальной) зоне глубиной ~ 4 – 5 мкм структура не выявлялась, а микротвёрдость была выше исходной более, чем в 1,5 раза. Со стороны фронтальной поверхности волнообразования не наблюдалось. Вторая зона высотой 15 – 20 мкм имела волнообразной рельеф со стороны первой зоны, однако параметры волны (период и амплитуда) были в 2 – 3 раза меньше по отношению к волне для образцов, обработанных по первому режиму. Тыльная граница второй зоны имела волнообразный рельеф, аналогичный первому режиму. Микроструктура и микротвёрдость этой зоны полностью соответствовали микроструктуре и микротвёрдости области образцов, обработанных по первому режиму.

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что воздействие импульсного электронного пучка (без катодного факела) приводит к формированию закалочной структуры в приповерхностном слое (слое кристаллизации) с повышенными прочностными свойствами. Действие катодного факела приводит к увеличению пластических свойств приповерхностной зоны.

Список литературы

1. Зуев А.В. Обработка материалов концентрированными потоками энергии. М.: МЭИ, 1998. 162 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Назаров А.А.[1,2], Самигуллина А.А.[1], Мулюков Р.Р.[1,2], Царенко Ю.В.[3], Рубаник В.В.[3]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
[2]Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия
AANazarov@imsp.ru
[3]Институт технической акустики НАНБ,
г. Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

Ультразвуковая обработка (УЗО) материалов, в зависимости от амплитуды воздействия, приводит к разнообразным явлениям, таким как упрочнение, резкое уменьшение напряжения течения (акустопластический эффект), уменьшение трения при обработке давлением, релаксация внутренних напряжений и т.д.

При высоких амплитудах ультразвукового воздействия в материале происходит интенсивная генерация дислокаций, формирование субструктуры и упрочнение. Это используется для поверхностного упрочнения, в частности, путем создания наноразмерной структуры. Ультразвук умеренной амплитуды повышает подвижность дислокаций и приводит к усовершенствованию структуры деформированных металлов. Последнее обстоятельство представляет особый интерес с точки зрения применения к ультрамелкозернистым (УМЗ) материалам, полученным методами интенсивной пластической деформации (ИПД), которые характеризуются сильно неравновесной структурой, обладающей низкой термической стабильностью, и низкой пластичностью. Для этих материалов актуальным является повышение пластичности и термостабильности при сохранении возможно более высокого уровня прочностных свойств. Отжиг, обычно используемый для этих целей, как правило, приводит к значительному снижению прочности УМЗ металлов.

В настоящей работе рассмотрены механизмы релаксации неравновесной структуры границ зерен в УМЗ материалах при воздействии ультразвуком. Показано, что УЗО способствует релаксации стыковых дисклинаций, которые являются характерными элементами неравновесной структуры границ зерен в сильно деформированных металлах.

Обобщены результаты экспериментальных исследований влияния УЗО на микроструктуру и ее термическую стабильность в УМЗ никеле, полученном методами кручения под высоким давлением (КГД) и равноканального углового прессования (РКУП). Эти результаты демонстрируют, что УЗО приводит к релаксации внутренних напряжений в УМЗ материалах, повышает термическую стабильность их микроструктуры и приводит к заметному повышению пластичности УМЗ металлов при сохранении или даже одновременном росте их прочности. Наиболее сильное влияние на механические свойства УМЗ никеля оказывает УЗО с амплитудой около 70 МПа, которое приводит к повышению предела прочности до 1050 МПа с исходных 850 МПа непосредственно после РКУП и удлинения до 28% против 20% после РКУП.

Таким образом, результаты показывают, что оптимальным подбором амплитуды ультразвука можно достичь существенного одновременного повышения и пластичности, и прочности УМЗ материалов.

СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АРМАТУРНОГО ПРОКАТА КЛАССА А600С ИЗ СТАЛИ, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ВАНАДИЕМ И НИОБИЕМ

Иванов Е.А., Мирочник И.А., Чинокалов Е.В., Суриков И.Н.

ОАО "Объединенный ЕВРАЗ ЗСМК", г. Новокузнецк, Россия
ОАО "Научно-исследовательский центр "Строительство",
г. Москва, Россия
Irina.Mirochnik@evraz.com

Для железобетонных конструкций без предварительного напряжения важным условием является применение арматуры с высокими эксплуатационными характеристиками. По данным НИИЖБ использование арматуры А600 взамен А500 может привести к снижению металлоемкости конструкций до 24%.

В течение 2014 года ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» освоено производство перспективной для рынка микролегированной ванадием и ниобием арматуры класса А600С.

В ходе работе решены следующие задачи:

- экспериментально и с помощью статистического анализа оценены механические и пластические свойства арматуры класса А600С промышленных партий;
- проведена оценка огнесохранности путем испытания и анализа результатов исследований на воздействие высоких температур (от 20 до 800^0С с интервалом 100^0С) на механические свойства арматуры;
- выполнены испытания на выносливость при многократно повторных циклических нагрузках на базе 2 млн. циклов;
- проведены испытания на стойкость против коррозионного растрескивания по методике ГОСТ 10884;
- на основании результатов разработаны технические условия на арматуру класса А600С для сталей, микролегированной ванадием и ниобием производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК».

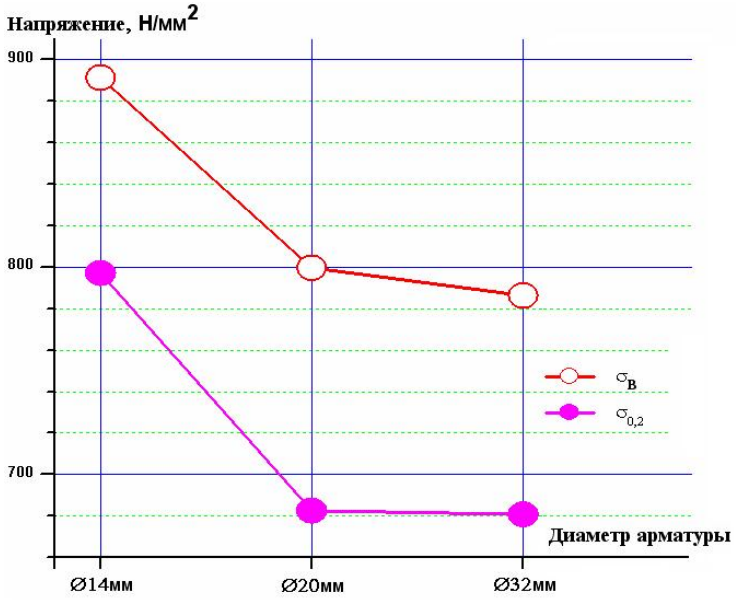


Рис. Зависимость механических характеристик от диаметра

Результаты проведенных испытаний и последующего статистического анализа данных свидетельствуют о высокой однородности прочностных и пластических свойств арматурного проката класса А600. Проведенные испытания арматуры на изгиб в холодном состоянии до 180^0С на оправке 3d не выявили дефектов на растягивающей поверхности. Механические и пластические свойства арматуры класса А600 после нагрева в охлажденном состоянии полностью соответствуют таковым для термомеханически упрочненного арматурного проката. Резкое снижение значения напряжения предела текучести арматуры происходит после нагрева до 800^0С. При нагреве арматуры до 500^0С снижение предела текучести не наблюдается. Все испытанные образцы выдержали без разрушений нормируемое число циклов нагрузки. При испытаниях негативного влияния четырехстороннего периодического про-

филя по ТУ 14-1-5526-2006 на усталостную прочность арматуры класса А600С не выявлено.

Наиболее оптимальным является суммарное содержание микролегирующих элементов ванадия и ниобия – 0,07-0,08%.

Полученные данные позволяют рекомендовать применение арматуры класса А600С в ненапряженных железобетонных конструкциях в средне- и сильноагрессивных средах. Арматура класса А600С в преднапряженных железобетонных конструкциях согласно результатам испытаний может быть применена в слабоагрессивных средах. Арматура класса А600С производства ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» соответствует требованиям российских и европейских стандартов в области усталостной прочности.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОГО БЕРИЛЛИЯ

Папиров И.И., Николаенко А.А., Пикалов А.И., Шокуров В.С., * Тузов Ю.В.

Национальный Научный Центр "Харьковский физико-технический институт ",
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий,
Харьков, Украина.
nikolaenko@kipt.kharkov.ua
**Высокотехнологичный Научно-исследовательский Институт Неорганических Материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия*

Детально изучено влияние структурных факторов (содержания и состояния примесей, размера зерна, распределения вторичных фаз, субструктуры, технологических параметров (температура, давление и время процесса) на уровень механических свойств широкого класса бериллиевых материалов, полученных по различным технологиям горячего прессования. Установлено, что механические свойства определяются чистотой исходного порошка, величиной зерна, наличием ячеистой субструктуры [1], а также распределением оксида бериллия и выделений частиц вторичных фаз. Кроме улучшения свойств порошкового металла за счет очистки и уменьшения размеров зерна [2], важную роль оказывает характер распределения оксида бериллия и выделений вторичных фаз.

Установлено, что горячепрессованный металл проявляет заметную анизотропию механических свойств (до 5–10%), имеет остаточную пористость (до 1%), неравномерное распределение вторичных фаз и существенную разнозернистость. Эти недостатки вызваны особенностями технологии горячего прессования и могут быть устранены только изменением метода компактирования порошков бериллия, одним из которых является метод ГИП.

Список литературы

1. Л.А.Корниенко, А.А.Николаенко, И.И.Папиров, П.И.Стоев, Ю.В.Тузов, А.М.Хомутов. Атлас структур бериллия. – Дубна: ОИЯИ, 2009, – 204 С.
2. Папиров И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С., Стоев П.И. Тузов Ю.В. Пластичность и сверхпластичность бериллия. // Издательский дом МИСиС, Москва, 2014 г

ИЗУЧЕНИЕ МАКРОПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ В СТАЛИ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Копаница Д.Г. [1], Клопотов А.А. [1], Потекаев А.И. [2], Устинов А.М. [1]

[1]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия,*
artemustinov@bk.ru
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

Комплексное экспериментальное и теоретическое изучение деформационных полей на поверхности образцов в процессе пластической деформации позволяет получить важную информацию для прогнозирования условий разрушения деформируемых тел и разработать технические решения для повышения несущей способности и живучести конструкций.

Эту информацию в настоящее время можно получить при помощи цифровой оптической системы Vic-3D по изучению микродеформации поверхности образцов процессе деформационного воздействия. Используемая система позволяет получить стереоскопические изображения поверхности. Во время эксперимента проводится регистрация эволюции спекл-структуры на поверхности образца при деформации. С помощью метода корреляции цифровых изображений, реализованного в системе, для каждой точки вычисляются координаты (X, Y, Z), перемещения (U, V, W).

Цель работы. Провести исследование эволюции деформационных полей при сжатии на поверхности стальных образцов на основе анализа цифровых стереоскопических изображений.

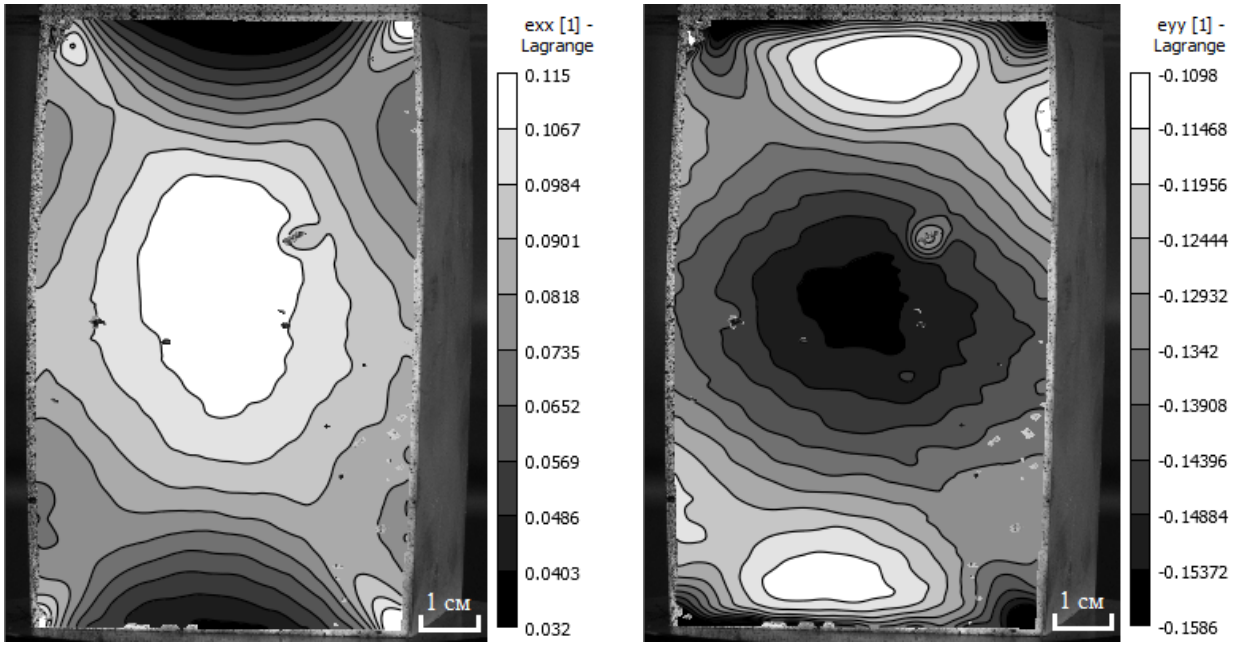


Рис. 1. Картина деформаций на передней грани образца при нагрузке 250,43 тонны по оси 0X (*а*) и 0У (*б*)

Испытания проведены на образцах размером 12×6×6 см из стали 45. Деформацию сжатием осуществляли на универсальной испытательной системе «Universal Testing Machine 4500». Максимальная средняя деформация по образцам, которая была достигнута, соответствует значению 0,171.В результате эксперимента были получены данные по перемещению микрообъемов на поверхности образцов в трех осях, что позволяет иссле-

довать динамику развития деформации в процессе сжатия. На рис. 1 представлены деформационные поля по осям 0Х и 0У. На изополях видно, что форма деформации микрообъемов по двум взаимно перпендикулярным направлениям вдоль осей 0Х и 0У имеет разный характер в областях, примыкающих к торцам испытуемого образца.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ СПЛАВАХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал А.Б., Колесникова К.И., Афоникова Н.С.

ИФТТ РАН, г.Черноголовка, Россия
koololga@issp.ac.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД), наряду с измельчением зерен до размеров в несколько сот или даже десятков нанометров, ведет к разнообразным фазовым превращениям в материалах. Так, например, деформация кручением под высоким давлением (КВД) может приводить к распаду твердого раствора (как в системах алюминий-цинк [1] и медь-никель [2]), растворению частиц второй фазы [3] аморфизации материала [4] или даже формированию смеси двух аморфных фаз [5]). Для объяснения этих разнообразных фазовых превращений недавно была выдвинута рабочая гипотеза о том, что, начиная с некоторой степени деформации, ИПД приводит к установлению стационарного состояния, набор фаз в котором отличается от равновесного при температуре и давлении ИПД и контролируется динамикой появления и релаксации дефектов решетки в процессе деформации [6].

Для исследований была выбрана система Cu–In, которая обладает отрицательной энтальпией смешения и принадлежит широкому классу медных сплавов, содержащих хорошо известные интерметаллидные соединения Юм-Розери. Пересыщенный твердый раствор Cu–In во время КВД ведет себя иначе по сравнению с системами Al–Zn, Co–Cu и Cu–Ni, обладающих положительной энтальпией смешения и не содержащих интерметаллидных фаз. Он не распадается во время КВД. Кроме того, в сплаве Cu–13.5 ат.% In частицы δ-фазы частично растворяются в матрице Cu, что приводит к ее дополнительному обогащению индием. В результате, концентрация индия в матрице Cu становится, по крайней мере, такой же, как при отжиге образца при 574 °C.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-08-00972.

1. B.B. Straumal, B. Baretzky, A.A. Mazilkin, F. Phillipp, O.A. Kogtenkova, M.N. Volkov and R.Z. Valiev: Acta Mater. 52 (2004) 4469–4478.
2. B.B. Straumal, S.G. Protasova, A.A. Mazilkin, E. Rabkin, D. Goll, G. Schutz, B. Baretzky, R. Valievю. J. Mater. Sci. 47 (2012) 360–367
3. Y. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R.Z. Valiev and H.-J. Fecht: Acta Mater. 54 (2006) 1659–1669.
4. S.D. Prokoshkin, I.Yu. Khmelevskaya, S.V. Dobatkin, I.B. Trubitsyna, E.V. Tatyanin, V.V. Stolyarov and E.A. Prokofiev: Acta Mater. 53 (2005) 2703–2714.
5. B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, S.G. Protasova, D. Goll, B. Baretzky, A.S. Bakai and S.V. Dobatkin: Kovove Mater. – Metall. Mater. 49 (2011) 17–22.
6. B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, B. Baretzky, E. Rabkin, R.Z. Valiev.Mater.Transactions 53 (2012) 63–71

ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ КИНЕТИЧЕСКОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Шабанов В.М.

Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва, Россия, shaban@pochta.ru

Кривая упрочнения, а также показатели упрочнения, определяемые испытаниями на растяжение (сжатие) образцов, являются важными механическими характеристиками материалов, широко используемые в расчетах на прочность и продление ресурса металла различного оборудования. Метод кинетического индентирования, основанный на регистрации диаграммы непрерывного вдавливания сферического индентора в координатах "нагрузка на индентор P – его перемещение t" и эффективно применяемый на практике в качестве неразрушающего метода испытания материалов, позволяет идентифицировать эти характеристики, в частности, такие как модуль пластичности (секущий модуль) E' и отношение предела текучести к пределу прочности $\sigma_{0,2}/\sigma_в$.

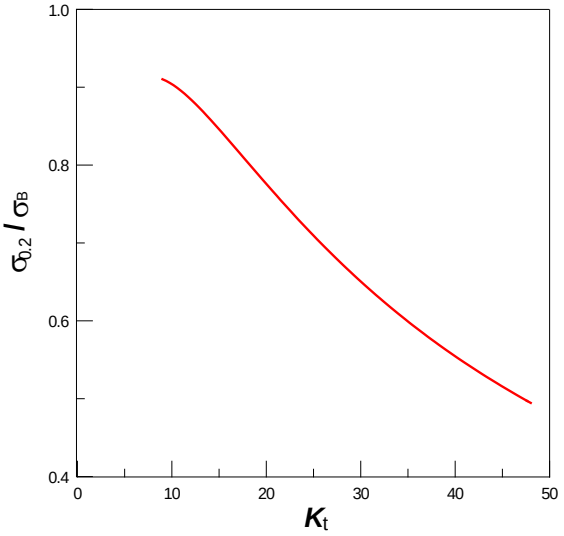


Рис.1. Зависимость $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ от коэффициента контактного упрочнения K_t для сталей.

В работе [1] на базе установленных при кинетическом индентировании закономерностей контактного деформирования была предложена новая безразмерная характеристика материала K_t, отражающая среднею по площади отпечатка интенсивность упрочнения (коэффициент интенсивности контактного упрочнения). Как показали исследования, проведенные на широком круге черных и цветных металлов, параметр K_t есть постоянная величина для данного материала и в зависимости от последнего K_t = 4÷50. Чем больше эта величина, тем выше способность материала к деформационному упрочнению. Связь модуля пластичности E', который зависит от степени деформации, с параметрами вдавливания (при условии соблюдения адекватности пластических деформаций под индентором и в растягиваемом образце [2]) определяется выражением

$$\sqrt{(E-E')/E'} \sim (h/W) = K_t\,(d/D) \quad ,$$

где E – модуль упругости; W и h – соответственно упругая и пластическая составляющие перемещения центра контактной площадки относительно исходной поверхности образца; d – диаметр контактной площадки; D – диаметр индентора.

Важно отметить, что по характеристике $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ судят не только о степени упрочнения. Известна также связь этого параметра с ударной вязкостью и склонностью металла к хрупкости. Поэтому практический интерес представляет установленная для сталей зависимость $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ от коэффициента интенсивности контактного упрочнения K_t (рис.1). Видно, что с уменьшением K_t отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ повышается и, следовательно, возрастает вероятность хрупкого разрушения металла.

1. Шабанов В. М. / Заводская лаборатория. 1994. Т.60. №7. С. 36 – 39.
2. Шабанов В. М. / Заводская лаборатория. 2004. Т. 70. № 11. С. 45 – 48.

STRUCTURE-PHASE GRADIENTS BEING FORMED IN RAIL STEEL UNDER LONG SERVICE LIFE

Morozov K.V.[1], Gromov V.E.[1], Peregudov O.V.[1], Ivanov Yu.F.[2], Alsaraeva K.V.[1], Semina O. A.[1]

[1]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,
gromov@physics.sibsiu.ru
[2]High Current Electronics Institute of the Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia

The aim of the work was to investigate the structure evolution of rail steel P65 being formed as a result of long operation conditions in railways (tonnage 1 mln. t. gross) by methods of optical, scanning and transmission electron diffraction microscopy.

In samples of rail steel under the visual examination of non-etched metallographic sections from the side of operational rounding off the arc-like discontinuities going at certain angle to the surface to the depth of 500 μm were revealed. The cavities of discontinuities were filled with the products of corrosion. Defects of metallurgical origin along the edge and on discontinuities were not revealed, testifying the formation of these defects in the process of operation conditions. From the surface of operational rounding offs of rail samples the metal sections with a greatly deformed structure are observed, and grains are oriented at angle of 30^0 to the surface and less. After etching of metallographic sections the microstructure of samples' metal is a sorbite of hardening with bits of ferrite network. Farther and farther away from the surface the dispersion of perlite decreases insignificantly; the fraction of ferrite constituent reduces as well.

The fracture examination has revealed the formation of rail steel of multi-layer structure as a result of operation. Namely, the surface layer is up to 20 μm thick and transition layer is 200-300 μm thick, which transits to the main volume of material. The surface layer is characterized by the presence of a large number of microcracks, micropores and indentations. Transition layer structure is characterized by a comparatively small size (0.5-1 μm) of fracture facets. The fracture facet size of the main volume of steel is 4-5 μm. It is important to note that the boundary layer separating the transition layer from the main volume of steel does not contain the structure defects of deformation origin (microcracks, micropores, etc).

As a result of the carried out examinations according to the morphological feature the following structural constituents of samples of rail steel volume (at a distance of 30 μm from the roll surface) were defined: lamellar pearlite, grains of ferrite-carbide mixture and grains of structurally free ferrite. The main type of steel structure under examination is pearlite grains the relative content of which in the material is 0.7; the relative content of grains of ferrite-carbide mixture is 0.2; the remainder is grains of structurally free ferrite.

After operational conditions the steel structure changes significantly. A fragmentary substructure with fragment sizes up to 100 nm is formed in the surface layer. The obtained layer contains a large number of inclusions of the second phase (carbides and oxides of iron).

At a distance of 2 mm from the roll surface a steel structure after operation is similar to the structure of volume of the material. The difference is in the degree of deformation of the material. Namely, ferrite grains brake and fragmentate and a large number of bend extinction contours are revealed, in the volume of grains of structurally free ferrite and grains of ferrite-carbide mixture the increased density of dislocations is observed.

This work was financially supported Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects № 13-02-12009 ofi-m, 15-08-03411) and Ministry of Education and Science of Russia (projects № 2708 and № 3.1496.2014/K).

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ КОНЦЕНТРАТОВ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Ярополова Н. Г.[1], Бондаренко К. Ю.[1], Коновалов С. В.[1], Загуляев Д. В.[1], Комиссарова И. А.[1], Иванов Ю. Ф.[2], Громов В. Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, Россия,
konovalov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск, Россия,
yufi@mail2000.ru

При исследовании материала методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг наличие внутренних полей напряжений выявляется по присутствию на изображении изгибных экстинкционных контуров. В ряде работ было экспериментально показано, что амплитуда внутренних полей напряжений обратно пропорциональна ширине изгибного экстинкционного контура. Следовательно, определяя ширину изгибного экстинкционного контура, можно указать источник внутренних полей напряжений. А именно, дефект структуры, вблизи которого ширина контура минимальна, и будет являться концентратором (источником) напряжений.

Исследования, выполненные в работе, позволили провести анализ внутренних полей напряжений, формирующихся при ползучести меди в условиях наложения магнитного поля и без него. Были приведены характерные электронно-микроскопические изображения структуры меди, демонстрирующие присутствие изгибных экстинкционных контуров. Выполненный анализ изгибных экстинкционных контуров показал, что местами их расположения являются преимущественно внутрифазные границы раздела: границы зерен и стыки границ зерен; границы субзерен и стыки границ субзерен; границы полосовой субструктуры. Кроме этого контуры выявляются у оборванных субграниц. Следует также отметить факт отсутствия изгибных контуров экстинкции в зернах с ячеистой субструктурой.

Таким образом, источниками кривизны-кручения (внутренних полей напряжений) при ползучести меди являются малоугловые и большеугловые границы раздела. Границы раздела ячеек не являются источниками кривизны-кручения меди.

В качестве параметра, характеризующего изгиб-кручение кристаллической решетки меди, использована плотность изгибных экстинкционных контуров (количество контуров на единицу площади фольги). Данный параметр позволяет оценить количество концентраторов напряжений в исследуемом материале. Анализируя результаты зависимости плотности контуров экстинкции от расстояния до поверхности разрушения меди, можно отметить, что на расстоянии ~4 мм от поверхности разрушения ползучесть без магнитного поля равна 500 $см^{-2}$, а ползучесть в магнитном поле – 330 $см^{-2}$. Т.е. явно выражен максимум плотности концентраторов напряжений в объеме материала. Именно на этой глубине выявлен максимум скалярной плотности дислокации; на этой же глубине располагается максимум относительного содержания полосовой субструктуры в меди. Следовательно, основным источником изгиба-кручения кристаллической решетки (концентратором напряжений) меди при ползучести, не зависимо от условий проведения эксперимента, являются границы раздела, формирующиеся в полосовой субструктуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а) и государственного задания 3.1496.2014/К.

EXTERNAL FIELD TREATMENT TECHNOLOGY ACHIEVEMENTS IN CHINA

Tang G. [1, 2]*, Li X.[1, 2],. Song G [1], Gromov V.E.[3], Alsaraeva K.V. [3], Semina O.A.[3]

[1]Advanced Materials Institute, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University, Shenzhen PR. China
[2]Key Laboratory for Advanced Materials of Ministry of Education, Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing PR. China
[3]Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

The properties of materials and plastic deformation usually can be modified when it is exposed to a specific field. The common external field is composed of electric field, magnetic field, and ultrasonic field, as well as combinations, etc. For example, electropulsing, as an instantaneous high-energy input method, has been applied for enhancement of the plasticity of metallic materials. It not only can reduce the deformation resistance, but also can reduce a large number of defects to improve the surface quality of metals, which is especially applicable to the materials that are difficult to deform. In the early 1960's, a number of investigations have shown that except electronic properties, mechanical properties such as the flow stress, creep rate and stress relaxation also undergo a change, a decrease in the flow stress and an increase in the creep rate and stress relaxation, occurring upon going from the normal to the superconducting state.

In China, most of researchers focused on the electromagnetic casting in the liquid forming and electric-pulse assisted plastic deformation in the solid forming. The direct chill casting with electromagnetic stirring has been a main method for producing the semi-solid billets on a commercial scale due to its non-pollution, easy control and continuous production. Low frequency electromagnetic casting (LFEC) is the attracting one among electromagnetic casting compared to conventional casting methods. LFEC was developed by Cui et al, in which the low skin effect of low frequency electromagnetic field is used to control the macro-physical fields in the casting process. External field has long been employed to assist the deformation and control the microstructure of metallic materials since the discovery of electroplastic effect. In the past several decades, researches on the influence of external field on the homogenization, solid solution, aging, recovery and recrystallization behavior of metals and alloys have been carried out by many scientists. Recently, Tang et al have dedicated to apply the complex external fields to improve the surface quality and enhance the mechanical properties by means of surface modification. This is greatly expanded the application of external field processing in manufacturing.

As this literature review shows external field processing technology aroused lively interest being invented in the 1960s. Different applications ranging from the liquid forming, solid forming and materials surface modification as well as highly demanding parts in a small number of items to scale production with large lot sizes and high production rates are reported about the research and development of external field processing technology in China. Despite or maybe even due to this novel technology and the emphasis on the process advantages and principles without comparable mentioning the production cost, which might have led to disappointment. This might be ascribed to the following open questions and unsolved problems, which demonstrate the need for the future work.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Перегудов О.А.[1], Морозов К.В.[1], Громов В.Е.[1],
Бащенко Л.П.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3]

[1)]Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
luda.baschenco@gmail.com
[2)]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[3)]Национальный исследовательский Томский государственный университет
Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного слоя рельсовой стали Р65 (свойства и элементный состав которой регламентируется ГОСТ Р 51685 – 2000) в исходном состоянии и формирующейся в результате эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т брутто). Эксплуатация рельсов приводит к формированию многослойной структуры, сопровождается изменением структурно-фазового состояния материала на глубину не менее 2 мм.

При эксплуатации в рельсах формируются поверхностный слой толщиной до 20 мкм и переходный слой толщиной 200 – 300 мкм, переходящий в основной объем материала. В поверхностном слое наблюдается большое количество микротрещин, микропор и выбоин, этот слой имеет многофазную нано- и субмикрокристаллическую структуру. Структура переходного слоя характеризуется сравнительно малым (0,5…1 мкм) размером фасеток излома (в основном объеме стали размер фасеток составляет 4…5 мкм). Важно отметить, что пограничный слой, отделяющий переходный слой от основного объема стали, не содержит дефектов структуры деформационного происхождения (микропоры, микротрещины и т.п.).

Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобна структуре объема материала (структуре стали до эксплуатации); представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита, особенностью которых является повышенная (по сравнению со структурой исходного состояния) плотность дислокаций.

Фазовый состав и дефектную субструктуру рельсовой стали анализировали методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на просвет. Выделены следующие структурные составляющие образцов объема (на расстоянии 30 мм от поверхности катания) стали: перлит пластинчатый, зерна (области) феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,2; остальное – зерна структурно свободного феррита.

При эксплуатации структура стали существенно меняется: в поверхностном слое формируется фрагментированная субструктура с размерами фрагментов до 100 нм. Слой содержит большое количество включений второй фазы (карбиды и оксиды железа). На расстоянии 2 мм от поверхности катания структура стали после эксплуатации подобна структуре объема материала, отличается степень деформированности материала. Зерна перлита фрагментируются, выявляется большое количество изгибных экстинкционных контуров в объеме зерен структурно свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Капралов Е. В., Райков С. В., Романов Д. А., Громов В.Е.

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

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0…5,5 мм. По глубине покрытий выделяются 4 слоя, которые отличаются друг от друга контрастом травления. А именно, поверхностный, приповерхностный, промежуточный и тонкая прослойка на границе с основой. Толщина указанных слоев составляет 3,5…4,0; 0,25…0,40; 0,25 и 0,01 мм соответственно. В зоне термического влияния, располагающейся ниже покрытия, также выделяется тонкий слой толщиной 0,04 мм. Общая толщина зоны термического влияния достигает 4 мм. В структуре слоя 1 выделяются дендриты с осями первого и второго порядка. Среднее расстояние между ними составляет 3 мкм. Расстояние между осями дендритов первого порядка составляет 20 мкм. В промежутках между дендритами наблюдаются включения округлой формы размерами от 2 до 16 мкм. Исходя из спецификации наплавленной проволоки, можно ожидать, что кристаллические включения являются карбидами железа, хрома и ниобия. Микротвердость включений составляет 1500 HV. В слое 1 выявляются продольные и поперечные трещины, что говорит о его хрупкости, обусловленной термическими напряжениями. Слой 1 плавно переходит в слой 2, который характеризуется мелкодисперсной зеренной структурой с размерами кристаллитов ≈3 мкм и присутствием карбидов, характерные размеры которых 6 мкм, формирующих скопления. Слой 3 имеет дендритную структуру с осями первого и второго порядка, среднее расстояние между которыми составляет (15…50) мкм и 5 мкм, соответственно. В слое 3 также наблюдаются включения карбидов. Карбиды располагаются между осями дендритов второго порядка. Отношение плотностей распределения карбидов в слоях 1–3 равно 1:3:7 соответственно, что говорит об увеличении плотности распределения карбидов железа, хрома и ниобия по глубине. Зона термического влияния имеет закалочную структуру с кристаллами мартенсита пакетного и пластинчатого типа.

Выполненные исследования механических свойств системы наплавка/сталь показали, что микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7…4,0) мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 900 *HV*, что в 3 раза больше микротвердости основного материала. Канавка износа наплавки визуально существенно меньше по сравнению с канавкой износа стали. Об этом же свидетельствуют и результаты профилометрии канавки износа наплавки и стали. Количественный анализ полученных таким образом результатов исследования износостойкости материала свидетельствует о том, что износостойкость наплавки в ≈3 раза выше износостойкости исходной стали, а коэффициент трения в ≈2 раза ниже коэффициента трения исходной стали.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiB_2-Mo ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Бахриева Л. Р., Романов Д. А., Будовских Е. А., Громов В.Е.

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

Цель настоящей работы заключалась в модифицировании высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий системы TiB_2-Mo и изучении их структуры.

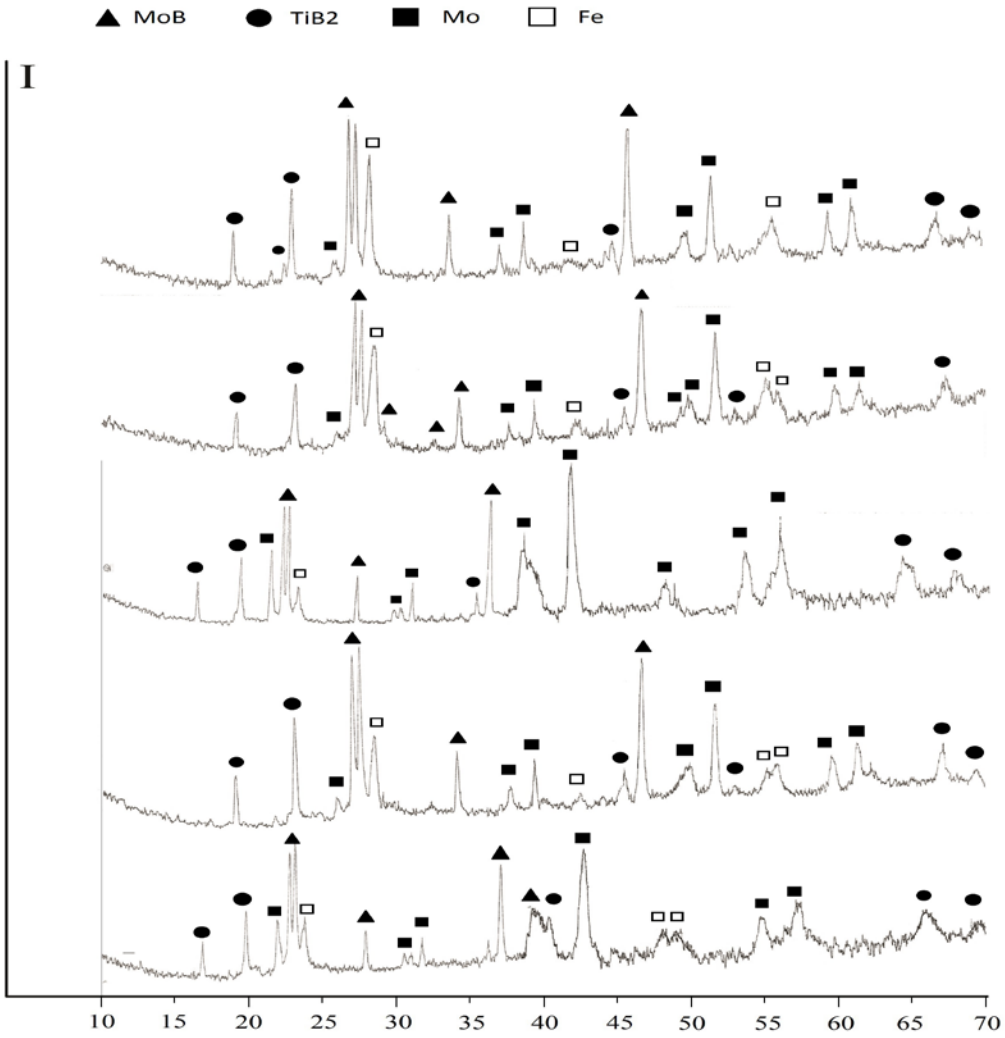


Рис.1. рентгенограммы электровзрывных покрытий системы TiB2-Mo после электронно-пучковой обработки

Методом рентгенофазового анализа системы TiB_2-Mo (рис.1), выявленно, что основными фазами являются диборид титана и молибден в соотношении приблизительно 3:4. Выявлены дифракционные линии, принадлежащие альфа-модификации бористого молибдена и железу, объемные доли которых составляют 15% для каждого.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ

Соснин К. В., Райков С. В., Романов Д. А., Громов В.Е.

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

Облучение поверхности образцов плазмой электрического взрыва фольги титана с навеской порошка иттрия приводит к формированию многослойной структуры. На поверхности легирования формируется покрытие с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла (иттрий), микропоры и микротрещины. Существенно неоднородная структура формируется и по толщине легированного слоя: как и на поверхностности легирования, в объеме легированного слоя выявляются области, обогащенные и обедненные иттрием. Методами микрорентгеноспектрального анализа было показано, что концентрация иттрия в таких областях может различаться на порядок. Плавление высокоинтенсивным электронным пучком поверхностного слоя образца, подвергнутого электровзрывному легированию, сопровождается формированием структуры островкового типа со сглаженным рельефом. На поверхности легирования формируется тонкий (до 1,5 мкм) слой, имеющий столбчатую структуру.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что островки размерами (10…40) мкм обогащены титаном (соотношение титан/иттрий = 12), межостровковые пространства обогащены иттрием (соотношение иттрий/титан = 4). Островки, обогащенные титаном, имеют поликристаллическую структуру с размером зерен ~1 мкм. Преимущественно по границам зерен располагаются включения сферической формы, размеры которых изменяются в пределах от 25 нм до 300 нм. В отдельных случаях присутствую включения размерами ~1 мкм. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что данные включения обогащены иттрием и кислородом. Включения сферической формы выявляются и в межостровковых пространствах. Размеры включений изменяются в пределах от 100 нм до 500 нм. Можно предположить, что данные включения являются титаном или окислами титана. Вторым типом структуры межостровковых пространств являются колонии пластинчатого типа. Поперечные размеры пластин (200…300) нм. В большинстве случаев такие колонии берут начало на границе островков, обогащенных титаном. Методами микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что концентрация иттрия в пластинчатой структуре составляет ≈85 ат. %, титана, соответственно, ≈15 ат. %. Следуя равновесной диаграмме состояния, кристаллизация системы титан-иттрий протекает с формирование эвтектики при 80 ат. % иттрия . Следовательно, колонии пластинчатого типа являются эвтектикой и сформированы пластинами титана и иттрия. Существует возможность формирования эвтектики в сплаве, богатом титаном, а именно, при концентрации иттрия ≈18 ат. %. Концентрация иттрия в островках, представленных на рис. 3, б, по результатам микрорентгеноспектрального анализа, несколько ниже и составляет ≈12 ат. %. Таким образом, можно предположить, что островки также являются продуктом эвтектического превращения областей, обогащенных титаном.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы

MECHANICAL PROPERTIES OF Fe-6.5wt%Si ALLOY: EFFECT OF GRAIN SIZE AND ORDERING DEGREE

Hui Li[1], Yong-Feng Liang[1], F. Ye[1], Gromov V.E. [2], Nevskii S.A.[2]

[1]*State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, China,*
yefeng@skl.ustb.edu.cn
[2]*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,*
gromov@physics.sibsiu.ru

The effect of grain size and ordering degree on mechanical properties of Fe-6.5wt%Si alloy was studied. One specimen of fine grains with high degree of order and another of coarse grains with low degree of order are obtained by annealing at 850˚C for different time (10 min and 5 h respectively) and followed by different cooling method (furnace cooling and quenching respectively, heat treatment regimes A and B). It is established that the grains are small in the sample of heat treatment A and and coarse in that of heat treatment B, and their average size are 70 and 150 μm respectively.

The tensile curves are shown in Fig. 4. The Fe–6.5wt%Si alloys of heat treatment Ado not show any ductility, while the samples of heat treatment B exhibit relatively good ductility, and their elongation reach 0.65% and 1.0% respectively.

It can be seen from the tensile curves that the specimens of heat treatment A fail in the stage of yield or nearly yield, indicating that it is difficult for grains to deform compatibly which hinders the plastic deformation in further.Generally, the ability to deform compatibly depends mainly on the size of the grain and the number of separate slip systems.

Refining the grain size can make the deformation scattered in more grains and effectively avoid the stress concentration, which enhance the coordination with neighbouring grains. The sample of heat treatment A has just finish recrystallization and has fine grains, but it exhibits bad ductility. However, the grains under the condition of heat treatment B are two times larger than that of heat treatment A and shows superior ductility, which implies that for Fe-6.5wt%Si alloy, grain size is not the key factor that affects the ductility.

The lack of slip systems is another factor for not deforming compatibly. Both of the samples under the two heat treatment conditions are in ordered state. The ordering in Fe-6.5wt%Si alloy makes the dislocation move in pairs (so-called superlattice dislocation), which increases the energy of system and thereby the slip resistance. Moreover, multiple as well as cross slip, which is often associated with disordered body-centered cubic alloys, should decrease upon ordering, being more confined to {110} planes. And this tendency is greater the larger the APB energyof the Fe–6.5wt%Si alloy.

From the above analysis, it is concluded that compared with the grain size, the ductility of Fe-6.5wt%Si alloy is more influenced by the ordering degree. It is of great importance to reduce the degree of order in the heat treatment.

Financial support from the Major State Basic Research Development Program of China (973 Program, No. 2011CB606304), the High-tech Research and Development Program of China (863 Program, No. 2012AA03A505), the National Natural Science Foundation of China (No. 51301019), and the Program of Introducing Talents of Discipline to Universities (No. B07003), the Russian Fund of Basic Research (Grant No 14-08-00506 a, 13-02-12009 ofi_m).

EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE UNDER DIFFERENT CURRENT DIRECTIONIN A Cu-Zn ALLOY

Wang X.L[1]., Zan N.[2], Wu N.[3], Gromov V.E.[4], Dai W.B.[2], Zhao X.[3], Nevskii S.A.[4]

[1] *Research Institute, Northeastern University, Shenyang, China,* wangxl520@hotmail.com
[2]*School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang, na,* 253172354@qq.com, daiwb@smm.neu.edu.cn
[3]*Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Northeastern University, Shenyang, China,* 516947117@qq.com, zhaox@mail.neu.edu.cn
[4]*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,* gromov@physics.sibsiu.ru

The cold-rolled Cu–Zn alloy was treated by the electric current pulses approach, the effect of electric current direction on recrystallized microstructural evolution is investigated, and the relative mechanism is also discussed.

A 60% reduction in thickness direction of a cold-rolled commercial Cu–Zn alloy sheet with a composition of Cu 69.2 mass% and Zn 30.8 mass% was used as the research object in this study. By varying the angle between the exerted current direction (CD) and the rolling direction (RD), samples are divided into three groups, 0°, 45° and 90°, respectively.

The wave form of the ECPs was detected to be a damped oscillation wave using a Rogowski coil and a TDS3012 digital storage oscilloscope (Tektronix, Beaverton, Oregon). The maximum electric current density j_{max}=17.69 kA/mm^2, the pulse duration of an electropulse t_d = 1.5 ms and the period t_p = 270 μs. To make the caused Joule heat identical, the same input energy with a single current density was exerted upon electric-current-pulsed samples. Electron backscattered diffraction (EBSD) measurement was used to observe the microstructure characteristics. According to the relative waveform parameters, the temperature increment can be calculated as 925 K at room temperature 293 K. At so high temperature, the samples almost complete the primary recrystallization.

It is established obvious that the recrystallized nucleation and growth rate are greatly accelerated with the increase of the angle between current direction and rolling direction. Moreover, due to the serious deformation, lots of shear bands are formed in the rolled samples, which are the dominant distribution of dislocations.

The recrystallization textureis still mainly the {011}<211> (brass) and {211}<011> (copper) components. With the angle increasing, the preferred nucleation and growth become more obvious.

The varied microstructure resulted from the different current direction can be ascribed to the different dislocation mobility and the different average atom drift velocity caused by ECP. With the angles increasing, the nucleation and growth rate induced by ECP will be greatly enhanced.

The current direction plays a great role on the nucleation rate and growth rate of recrystallization nuclei. It is reasonable to expect that an effective method to control recrystallized grain size would be discovered by changing the current direction to control the recrystallization nucleation and growth rate.

This work was supported by the 111 Project of China (Grant No.B07015), and the National Nature Science Foundation of China, Grant No.51471047 and No.51304039, the Fundamental Research Funds for the Central Universities No.N130418001 and No.N130402021, the Russian Fund of Basic Research (Grant No 14-08-00506 a, 13-02-12009 ofi_m).

ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В ДВУМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Невский С.А.[1], Сарычев В.Д.[1], Коновалов С.В.[2], Мартусевич Е.В.[1], Черных Е.В.[2], Громов В.Е.[1]

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, сия,* nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru
[2]*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия,* jane_5@mail.ru

Разработана фильтрационная модель пластической деформации в двумерной постановке. В основу модели положены представления о деформируемом материале как о двухфазной гетерогенной среде. Первая фаза является возбужденной, в этой роли выступают концентраторы упругих напряжений, релаксация которых приводит к возникновению второй фазы, которая не связана со структурными превращениями. Для каждой из фаз в двумерной форме записывается набор законов сохранения импульса и массы, а также уравнение состояния. В отличии от модели [1] в настоящей работе учтены интенсивности обмена массой, а в уравнение состояния первой фазы добавлен градиентный член второго порядка. Вторую фазу, как и в [1] считаем несжимаемой. Предполагается, что фазы взаимодействуют по схеме Х.А. Рахматулина**.** Таким образом система уравнений модели принимает вид:

$$\frac{d_1\rho_1}{dt} + \rho_1 \mathrm{div}\vec{w} = 0 \tag{1}$$

$$\rho_1 \frac{d_1\vec{w}}{dt} = \alpha \mathrm{div}\tilde{\sigma} + \varphi(\vec{u} - \vec{w}) + I_{21}\vec{u}_{21} \tag{2}$$

$$\frac{d_2\rho_2}{dt} + \rho_2 \mathrm{div}\vec{u} = 0 \tag{3}$$

$$\rho_2 \frac{d_2\vec{u}}{dt} = (1-\alpha)\mathrm{div}\tilde{\sigma} - \varphi(\vec{u} - \vec{w}) - I_{12}\vec{u}_{21}, \tag{4}$$

$$\rho_e = AP + B\frac{\partial^2 P}{\partial x^2} \tag{5}$$

$$\rho_s = const \tag{6}$$

где $\vec{u}_{21} = \vec{u} - \vec{w}$, $\tilde{\sigma} = -P$. Предположим, что инерционный член в (2) $\rho_1 \frac{d_1\vec{w}}{dt} \approx 0$ тогда сложение (2) и (4) приводит к следующему выражению:

$$\alpha \mathrm{div}\tilde{\sigma} = -\varphi(\vec{u} - \vec{w}) - I_{21}(\vec{u} - \vec{w}) \tag{7}$$

аналог фильтрационного соотношения Дарси с учетом обмена масс меду фазами.

Поиск решения в виде гармонического возмущения по *x* модулированного функцией координат, привел к дисперсионному соотношению для волн пластичности, которое в пределах малых частот совпадает с известным дисперсионным соотношением, полученным при экспериментальном исследовании волн пластичности.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 14-08-00506-а.

1. Сарычев В.Д., Невский С.А., Черемушкина Е.В., Айфантис Э., Громов В.Е. Фильтрационная модель пластической деформации материалов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014.− Т. 11. −№ 1. −С. 127-130.

STRUCTURE-SCALE LEVELS OF CAST-IRON ROLLS PLASMA HARDENING

Gromov V.E.[1], Ivanov Yu.F.[2,3], Konovalov S.V.[1], Ye Feng[4], Nevskii S.A.[1]

[1]*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia,*
gromov@physics.sibsiu.ru
[2] *Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia,*
yufi55@mail.ru
[3] *Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,*
yufi55@mail.ru
[4] *State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology, Beijing, China,* yefeng@skl.ustb.edu.cn

The aim of this research work is to establish at different scaled levels the nature and regularities of the structure-phase states, the defect substructure, fracture surface of cast-iron rolls formation in the condition of plasma hardening and the analysis of their evolution in thermomechanically rolling of hardened reinforcement in different conditions.

The tests of plasma-hardened rolls at hot rolling of a large diameter reinforcement (32 – 40 mm) showed a significant increase in wear resistance Such an increase in service properties of the rolls is due to the formation of structural-phase states at plasma processing at different scale levels [1-3]. At the *mesolevel* the roll operation subjected to plasma treatment, is accompanied by the destruction of the surface layer forming fragments and chipping of the material in the contact zone of adjacent fragments. The layer, which is formed during the crystallization of the melt, has a strongly pronounced columnar structure.

At the *microscale level* electron diffraction microscopy revealed the formation of the structure consisting of an α-phase, γ-phase, graphite and iron carbide (cementite) in the layer. These phases are distributed in the volume of the researched material in a natural manner; their relative content essentially depends on the depth of the analyzed layer. Structurally free ferrite is presented in two morphological states – micron-sized grains with chaotic dislocation substructure with a scalar density of ~ $3.2\cdot10^{10}$cm^{-2} and nano-scale grains. Austenite has two morphologic types: scalar austenite grains with dislocation density of $3.6\cdot10^{10}$cm^{-2} in terms of chaos and nets, and also the interlayer and the islands of various shapes and sizes which are presented in the structure of martensite or vice versa, are separated by a separately arranged crystals of martensite (all depends on the ratio of the volume fraction of austenite and martensite) with scalar density $\langle\rho\rangle=5\cdot10^{10}$cm^{-2}. Graphite is presented in the form of grains (globules) whose dimensions vary from units to tens of micrometers.

At the nano-scale level on the surface of the plasma treatment the formation of nano-scale structures (crystallite sizes of 35-40 nm) on the base of α-phase can be observed. The cementite particles were found out whose sizesare ~ 3-5 nm at the crystal boundaries of α-phase. Plasma treatment of rolls leads to the formation of long-range stress fields, the sources of which are intraphase and interphase boundaries.

1. E.G. Belov, O.Yu. Efimov, Yu.F. Ivanov, Bulletin of the Universities. Ferrous metallurgy, 4 (2010) 34 – 37.
2. V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, G. Tang, O.Yu. Efimov, Advanced materials,13 (2011) 202 – 206.
3. O.Yu. Efimov, V.Ya. Chinokalov, V.E. Gromov. Fundamental problems of modern material science, 2 (2011) 5 – 11.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ

Волков А.Е., Черняева Е.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
lena@smel.math.spbu.ru

Изучение влияния способа деформирования на поведение акустической эмиссии (АЭ) при индентировании было проведено на стандартных плоских образцах стали 20 толщиной 2 мм с рабочей частью 20х4 мм и 10х4 мм. Образцы были подвергнуты, соответственно, растяжению до разрушения и сжатию до потери устойчивости. После чего проводили индентирование твердосплавным коническим индентором по всей длине образцов с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ). Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Результаты исследования приведены на рис.1.

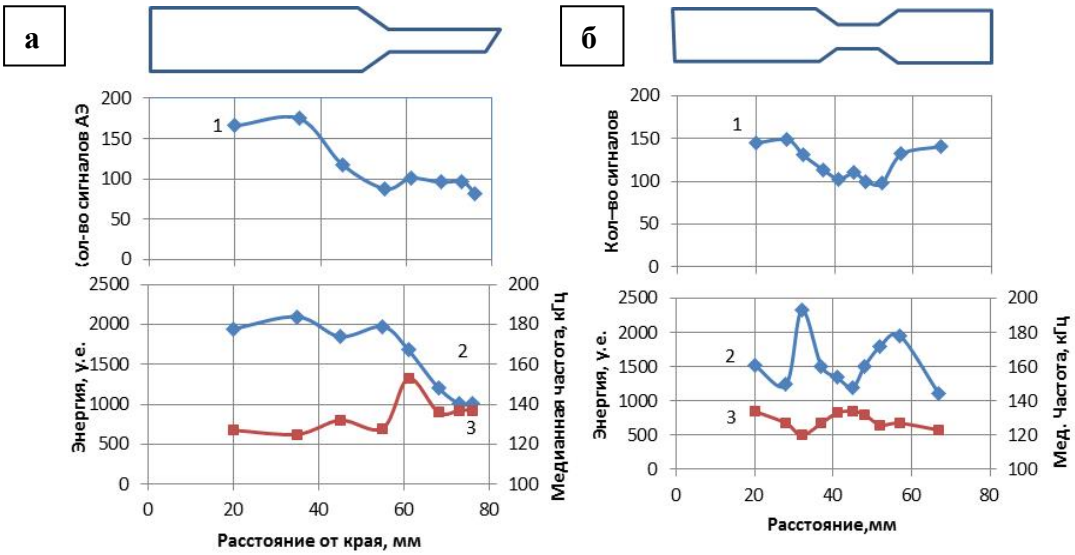


Рис.1. Количество сигналов АЭ (1), их энергия (2) и медианная частота (3) при индентировании образцов стали 20 после растяжения (*а*) и сжатия (*б*)

Для обеих схем деформирования наблюдается уменьшение количества сигналов АЭ и их энергии и увеличение медианной частоты в зонах, подвергнутых максимальным воздействиям. Это может быть связано с увеличением деформационного упрочнения (поврежденности) металла и, как следствие, с уменьшением подвижности дислокаций, являющихся источником АЭ [1]. Сходное поведение АЭ при растяжении и сжатии свидетельствует об одинаковом механизме деформации в обоих случаях. Обращает на себя внимание, что энергия сигналов АЭ при сжатии распределена не равномерно по длине образца, а образует симметричные пики по обе стороны рабочей части (кривая 2 на рис.1б). Скорее всего, это связано с неравномерностью распределения образующихся зон нерелаксированных напряжений из–за дополнительной деформации в результате изгиба при потере устойчивости.

1. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Бигус Г.А., Галкин Д.И. Применение метода акустической эмиссии для неразрушающего контроля состояния основного металла и сварных соединений трубопроводов, работающих в условиях малоцикловой усталости //Сварка и диагностика, 2010. - №2. – С.50-57

СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ С ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Березовская В.В., Саврай Р.А., Чижов И.А.

УрФУ им. Первого президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
ber6141@yandex.ru

В связи с широким внедрением в производство нефтедобывающего оборудования процесса цинкования вопрос оценки эффективности использования оцинкованной трубной продукции в определенных условиях добычи нефти является актуальным. Целью работы было сравнительное исследование структуры и свойств цинковых покрытий разной технологии нанесения.

В работе исследовано строение цинковых покрытий, выполненных горячим, гальваническим и термодиффузионным способами, изучена структура, химический и фазовый состав слоев покрытий, а также морфология и кристаллическое строение фаз в покрытии. Определены физико-механические и коррозионные свойства промышленных цинковых покрытий на изделиях нефтяного сортамента, даны рекомендации их использования.

В результате проведенных исследований были получены следующие результаты:

– Установлен фазовый состав последовательно расположенных слоев горячего цинкового покрытия (ГЦ) на основе сопоставления результатов микрорентгеноспектрального анализа с литературными данными по области гомогенности граничных твердых растворов и промежуточных фаз в системе Fe-Zn. Показано, что в состав ГЦ покрытия, помимо α, Г, δ_1, ζ фаз, входит также эвтектика, состоящая из цинка и η-твердого раствора с областью гомогенности ~0,20–0,65 масс.% железа. Фаза η образуется, предположительно, по перитектической реакции из жидкой и ζ фаз при 419 °С.

– Выполнены ренгеноструктурные и микрорентгеноспектральные исследования ГВЦ и ТДЦ покрытий, показавшие, что они отличаются фазовым составом: ТДЦ покрытие содержит Г-фазу, имеющую сложную кубическую решетку, и δ_1-фазу с гексагональной кристаллической решеткой, а также оксиды цинка ZnO. ГВЦ покрытие состоит из цинка, частично в окисленном виде.

– Установлена связь кинетики адгезионного изнашивания покрытий с их слоистым строением. На пути трения скольжения до L=120 м в покрытиях ТДЦ и ГВЦ основную роль играют поверхностные оксиды, экранирующие контактирующие поверхности, в то время как на подобных поверхностях ГЦ покрытий развиваются процессы адгезионного «схватывания» мягкой эвтектики η+Zn с материалом контртела и выкрашивания хрупкой ζ-фазы. Увеличение пути трения от 120 до 200 м приводит к включению в процесс износа слоев δ_1 (в ТДЦ и ГЦ покрытиях) и Zn (в ГВЦ покрытии). На пути трения от 200 до 240 м наблюдается сближение значений приведенного износа, так как начинает проявляться влияние металла основы, а при L>240 покрытия полностью разрушаются.

– Объяснена низкая стойкость к питтинговой коррозии ГЦ покрытия неоднородностью химического состава и электрохимических свойств его поверхностного слоя, состоящего из ζ-фазы и эвтектики η+Zn, что затрудняет образование однородной пассивной пленки и облегчает зарождение питтингов.

Показана целесообразность использования ГВЦ в условиях преобладания коррозии, ТДЦ – износа, а ГЦ наиболее эффективны в атмосферных условиях.

ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ Т=650°С

Федосеева А. Э., Дудова Н. Р.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия,
fedoseeva@bsu.edu.ru

Высокохромистые стали мартенситного класса используются как материал для изготовления элементов котлов и паропроводов для новых энергоблоков, работающих при суперсверхкритических параметрах пара.

В качестве материала исследования были использованы модифицированные стали с добавлением 3% кобальта и разным содержанием вольфрама. Химический состав сталей (в вес%): Fe_{bal}–0.1C–9.4Cr–3Co–2 (3)W–0.45Mo–0.2V–0.06Nb–0.05N–0.005B. Исследуемые стали отличаются друг от друга содержанием вольфрама. Термическая обработка исследуемых сталей заключалась в нормализации с 1050°С и отпуске при 750°С в течение 3 часов. Испытания на длительную прочность проводились при температуре 650°С под действием приложенных напряжений от 220 до 100 МПа с шагом 20 МПа.

Было обнаружено, что вольфрам оказывает существенное влияние только при краткосрочных испытаниях на длительную прочность (рис. 1).

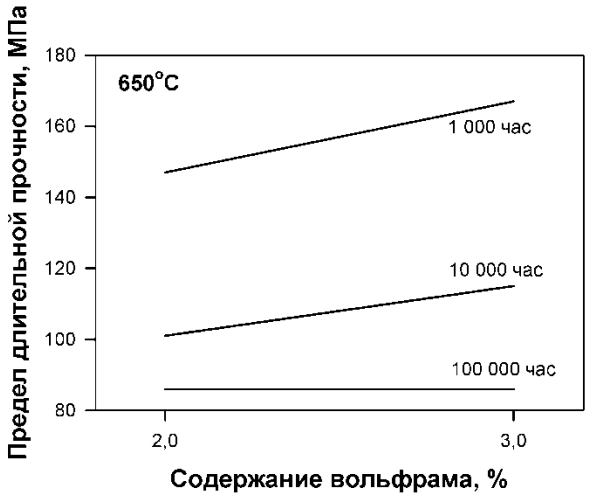


Рис. 1. Зависимость предела длительной прочности от содержания вольфрама.

Так, на базе 1 000 часов прирост длительной прочности составил около 15%. С увеличением времени проведения испытаний разница в пределе длительной прочности уменьшается вплоть до того, что на базе 100 000 часов предел длительной прочности для обеих сталей практически одинаков. Таким образом, можно заключить, что влияние вольфрама значительно при краткосрочных испытаниях, и с увеличением времени проведения испытаний (т.е. с понижением приложенных напряжений) влияние вольфрама на механические свойства при ползучести снижается вплоть до его полного исчезновения.

Это объясняется тем, что стабильность структуры мартенсита отпуска обеспечивается устойчивостью к укрупнению частиц вторых фаз: карбидов $M_{23}C_6$ и фазы Лавеса, сдерживающих миграцию границ зерен/субзерен. В свою очередь, стабильность частиц зависит от содержания вольфрама в твердом растворе. Снижение содержания вольфрама в твердом растворе из-за выделения частиц фазы Лавеса провоцирует укрупнение карбидов $M_{23}C_6$, из-за чего сдерживающие миграцию границ силы от этих частиц снижаются. Границы реек, более не сдерживаемые частицами, легко мигрируют, обеспечивая трансформацию реечной структуры в субзеренную, что приводит к преждевременному разрушению образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 14-29-00173.

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ДИСКРЕТНЫХ ЧАСТИЦ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПРЕГРАДЫ

[1]Ушеренко Ю.С., [2]Алексенцева С.Е., [3]Ушеренко С.М.

[1]ИПК БНТУ, г.Минск, Беларусь;
[2]СамГТУ, г.Самара, Россия;
[3]БНТУ г.Минск, Беларусь,
usherenko@gmail.com

Создание композиционных материалов определяется необходимостью существенного повышения уровня механических и физико-химических свойств. В настоящее время возможности классического подхода для повышения уровня свойств материалов, например, увеличение концентрации легирующих элементов, практически исчерпаны.

Рассмотрение эффектов сверхглубокого проникания порошковых сгустков в массивные металлические преграды возможно, в частности, выполнять с позиции эффективного использования исходной энергии при получении композиционного материала с волоконными образованиями в структуре. Прошивка массивных металлических материалов порошковыми частицами на глубины в десятки и сотни миллиметров обеспечивает легирование волоконных структур. Существенно увеличены градиенты плотности и концентрации легирующих веществ в армировании композита, что качественно меняет уровень механических и физико-химических свойств.

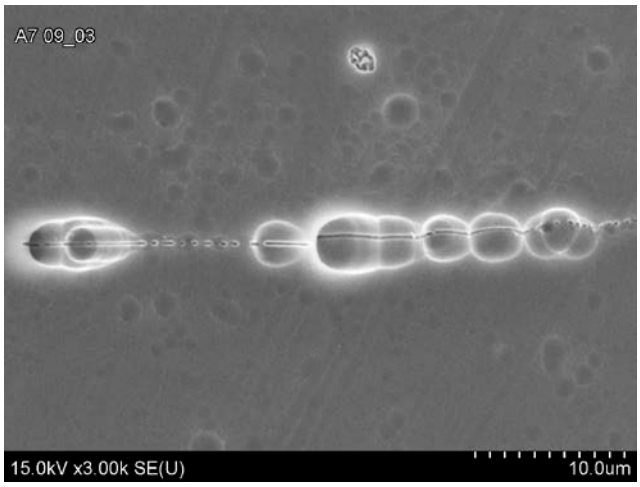


Рис. Серии последовательных вспышек по траектории движения частицы SiC в закрытом объёме из технического алюминия

Разработка новых технологий получения композиционных материалов в значительной степени основана на эффекте генерации дополнительной энергии при проникании сгустков частиц в преграды. В частности, проведенные структурные исследования показали, что движение огромного количества микроударников в закрытой системе твёрдого тела формирует фоновое давление и канальные зоны (полости), которые захлопываются под действием высокого и сверхвысокого фонового давления. В рамках широко известного инерционного термоядерного синтеза такое захлопывание канальных пустотных зон должно приводить к многочисленным взрывным вспышкам в замкнутом объёме (рисунок) по траектории движении микроударника.

В результате получена возможность в режимах сверхглубокого проникания за доли секунды синтезировать новую группу металлических композиционных материалов.

1. Ушеренко Ю.С., Ушеренко С.М. Накопление энергии при введении сгустка пылевых частиц // Высокоэнергетические системы, процессы и их модели (Сборник научных статей) - Днепропетровск: Акцент ПП, 2013. - С.97-109.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ В ПРОЦЕССЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

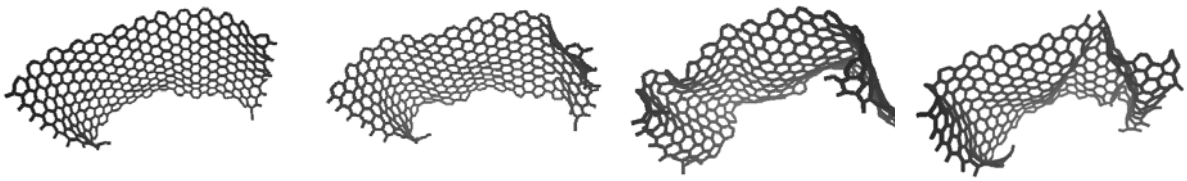
Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Сафаров И.М., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
elena.a.korznikova@gmail.com

Буквально в последние годы начал бурно расти интерес к объемным наноматериалам, состоящим из нанополиморфов углерода, где преимущественно наблюдается sp2 гибридизация, как в фуллерене, углеродных нанотрубках и графене. Кроме того, в таких материалах важную роль играют нехимические Ван-дер-Ваальсовские взаимодействия. Было показано, что такие материалы обладают высокой электропроводностью и с течением времени не теряют свою колоссальную удельную поверхность, что делает их незаменимыми для целого ряда приложений. Одним из наиболее привлекательных свойств таких материалов является весьма высокая чувствительность их физических свойств от деформации, значительно более высокая чем у пьезоэлектриков. Это делает их весьма перспективными для использования в качестве сенсоров и микроэлектромеханических систем (MEMS).

В данной работе проводилось моделирование гидростатического сжатия объемного углеродного наноматериала, состоящего из смятых чешуек графена различной дисперсности. Моделирование проводилось с использованием пакета LAMMPS [1] с адаптированным эмпирическим потенциалом межмолекулярного взаимодействия AIREBO [2]. Потенциал Леннарда−Джонса, входящий в потенциал AIREBO, имеющий минимум на расстоянии r = 3.4Å глубиной 0.024 eV, используется для описания парных межатомных сил Ван-дер-Ваальса. Были исследованы материалы состоящие из чешуек различного размера, от120 до 1196 атомов. Общее количество атомов в исследованных системах имело один порядок величины.

На рис. 1 представлена эволюция топологии структурной единицы объемного наноматериала, содержащего 486 атомов в процессе гидростатического сжатия. Можно отметить, что наиболее значимые изменения формы наблюдаются при деформации ε>50%.



a *b* *c* *d*

Рис. 1. Эволюция чешуйки графена, содержащей 486 атомов углерода как структурной единицы объемного наноматериала в процессе гидростатического сжатия при деформации (*a*) ε = 0, (*b*) ε = 25%, (*c*) ε = 50%, (*d*) ε = 75%

Было установлено, что увеличение среднего размера структурного элемента приводит к повышению сопротивляемости материала сжимающим нагрузкам.

Работа выполнена за счет гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (грант МК-5283.2015.2).

1. S. Plimpton. J. Comput. Phys. 117, 1 (1995).
2. S. Stuart, A. Tutein, J. Harrison. J. Chem. Phys. 112, 6472 (2000).

К ВОПРОСУ ОБ ОБМЕННОМ И КУЛОНОВСКОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯХ В ФЕРРОМАГНЕТИКАХ И СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ

Макаров В.Н., Каныгина О.Н.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
makarsvet13@gmail.com

Исследование магнитных и электрических свойств материалов имеет огромный научный и технический потенциал. Авторами предлагается методика определения магнитных и электрических свойств материалов на основе известного фазового состава и базовых сегнетоэлектрика и ферромагнетика. Базовыми сегнетоэлектриком и ферромагнетиком в данной работе авторы называют материалы с электрическими и магнитными свойствами с одинаковыми кристаллическими решетками. Относительно базовых сегнетоэлектрика и ферромагнетика будет анализироваться материал с неизвестными свойствами, который имеет ту же кристаллическую решетку, что и базовые сегнетоэлектрик и ферромагнетик.

Так как формирование свойств у ферромагнетика обусловлено обменным взаимодействием, связанным с полным спином системы [1], а формирование свойств сегнетоэлектрика - кулоновским взаимодействием ионов кристаллической решетки [2], расчет свойств сегнетоэлектрика и ферромагнетика будет производиться по энергии их обменного и кулоновского взаимодействий.

Чтобы оценить доминирующие свойства материала с той или иной кристаллической структурой, необходимо вычислить отношение энергий взаимодействия и, тем самым, найти критерий подобия.

После того, как найдены значения критериев подобия для базовых сегнетоэлектрика и ферромагнетика, находится значение этого критерия для исследуемого материала. По значениям критериев можно идентифицировать материал как сегнетоэлектрик или ферромагнетик.

1. Ландау, Л.Д. Электродинамика сплошных сред. Том VIII [Текст] / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. - М.: Наука, 1982. - 620 с.
2. Physics of Ferroelectrics. A Modern Perspective [Text] / K. Rabe, Ch.H. Ahn, J.-M. Triscone (Eds.). - New York: PACS, 2007. - 383 p.

ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ И МАГНИТОСТРИКЦИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Скворцов А. И., Карпов А. А.

Вятский государственный университет, г. Киров, Россия
scvortsovai@mail.ru

Магнитострикционные материалы используются во многих технических изделиях. Известные магнитострикционные материалы наряду с относительно высокой магнитострикцией насыщения обладают рядом недостатков. В связи с большим разнообразием требований, предъявляемых к свойствам магнитострикционных материалов, актуален поиск новых перспективных магнитострикционных материалов с достаточно высокими эксплуатационными свойствами.

В некоторых технических изделиях от магнитострикционных материалов требуется высокая демпфирующая способность.

В связи с этим представляет большой научный и практический интерес разработка новых магнитострикционных материалов, которые наряду с достаточно высокой магнитострикцией насыщения обладали бы высокими демпфирующей способностью, коррозионной стойкостью, хорошими механическими свойствами.

Исследовали физические свойства, в частности, демпфирующую способность и магнитострикцию насыщения λ_s сплавов на основе Fe–Cr (содержание Cr в интервале 4–16 %), выплавленных в вакуумной индукционной печи из чистых шихтовых материалов. После ковки и прокатки образцы подвергали низкотемпературному (600 °C) и высокотемпературному (1000 °C) отжигу в вакуумной печи.

Показано, что повышению содержания Cr в сплавах с содержанием Cr = 4–10 % соответствует снижение величин структурномалочувствительных свойств: намагниченности насыщения и точки Кюри.

Высокотемпературный отжиг по сравнению с низкотемпературным создает в исследуемых сплавах менее искаженную кристаллическую структуру. Это отражается в более высоком уровне демпфирующей способности, магнитострикции насыщения за исключением, соответствующим содержанию Cr около 6 %, пластичности, комплексной характеристики λ_s/H_c, а также в более низком уровне коэрцитивной силы H_c, прочности.

Для сплавов с содержанием Cr = 4–10 % между удельным электросопротивлением и демпфирующей способностью, обусловленной, в основном, внутренним трением магнитомеханической природы, наблюдается тенденция к их обратнопропорциональной зависимости.

Направления повышения уровня демпфирующих свойств, магнитострикции насыщения видятся в оптимизации химического состава сплава, режима термической обработки, в использовании других видов обработки.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ

Гриняев К.В.[1, 2, 3], Дитенберг И.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2, 3], Смирнов И.В.[2, 3], Чернов В.М.[4], Потапенко М.М.[4]

[1] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2] Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия
[3] Томский государственный университет, Томск, Россия
[4] ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия
kvgrinyaev@inbox.ru

Представлены результаты сравнительного исследования влияния режимов термомеханических обработок на параметры структурно-фазовых состояний и характеристики кратковременной прочности и пластичности малоактивируемых ванадиевых сплавов систем V–4Ti–4Cr, V–2.4Zr–0.25C, V–1.2Zr–8.8Cr и V–1.7Zr–4.2Cr–7.6W.

Предложен универсальный режим модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов в процессе термомеханической обработки. Установлено, что применение этого режима обработки приводит к трансформации исходного крупнокристаллического состояния этих сплавов в мелкокристаллические состояния, в том числе с полигональной структурой. Показано, что реализуемые при этом термодинамические условия обеспечивают возможность трансформации исходных грубодисперсных (более

1 мкм) частиц метастабильных карбидов в однородно распределенные по объему наноразмерные (3–10 нм) частицы стабильной неметаллической фазы на основе фаз внедрения.

Результатом модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов является существенное увеличение кратковременной высокотемпературной прочности при сохранении значительного запаса низкотемпературной пластичности.

Обсуждается природа высокой термической стабильности гетерофазных структурных состояний, сформированных в результате термомеханической обработки изучаемых сплавов по предложенному режиму.

Рассмотрен вклад в увеличение значений предела текучести различных (твердорастворного, дисперсного, зернограничного, субструктурного) механизмов упрочнения. Проанализирована эффективность дисперсного упрочнения указанных выше сплавов при реализации механизма упрочнения по типу механизма Орована. В соответствии с проведенными оценками, для повышения прочности сплавов ($\Delta\sigma$ до $\approx$ 100 МПа) необходимо трансформировать в мелкодисперсное состояние с однородным распределением не менее 25–50 % общей объемной доли исходных грубодисперсных частиц.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ

Смирнов И.В.[1], Дитенберг И.А.[2, 3], Гриняев К.В.[1, 2, 3], Пинжин Ю.П.[1, 3], Тюменцев А.Н.[1, 2, 3], Чернов В.М.[4]

[1]Томский государственный университет, Томск, Россия
[2]Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия
[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[4]ОАО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия
smirnov_iv@bk.ru

Представлены результаты исследования влияния температуры на особенности пластической деформации и разрушения сплава V–4,23 Cr–1,69 Zr–7,56 W (вес. %) после комплексной термомеханической плюс химико-термической обработки. Механические испытания образцов активным растяжением проведены при температурах 20 °C, 800 °C, 900 °C и 1000 °C.

Установлено, что при комнатной температуре пластическая деформация характеризуется как хрупким, так и вязким типом разрушения. При высоких температурах (800 – 1000 °C) преобладает вязкое разрушение. Отличительной особенностью при этом является формирование трещин, вязко раскрывающихся в направлении растяжения.

В результате анализа карт ориентации, полученных с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов, установлено, что микроструктура недеформированной части образцов представлена вытянутыми в направлении прокатки крупными зернами (длиной до 200 мкм и шириной до 20 мкм), разделенными прослойками из мелких (длиной 2–20 мкм и шириной 2–6 мкм) кристаллитов. Объемные доли крупных и мелких зерен приблизительно равны. Микроструктура в областях однородной деформации образцов после испытаний при 20 °C, 800 °C и 900 °C качественно подобна микрострук-

туре в недеформированной части. Увеличение температуры деформации до 1000 °С приводит к уменьшению доли крупных зерен в области однородного удлинения до 30 %.

В области локализации деформации, в зависимости от температуры испытаний, выявлены следующие особенности фрагментации зеренной структуры:

– при 20 °С и 800 °С наблюдается частичное сохранение исходных крупных зерен, примерно 70 % объема материала занимают мелкие зерна, длиной до 10 мкм и шириной 1 – 4 мкм, внутри большей части как крупных, так и мелких зерен формируется высокая плотность малоугловых границ с разориентировками непрерывного и дискретного типа;

– при повышении температуры испытания до 900 °С объемная доля исходных крупных зерен уменьшается до 20 % и основной объем материала при этом представлен мелкими зернами, длиной 10 – 20 мкм и шириной до 5 мкм, в объеме кристаллитов практически не наблюдается формирования малоугловых границ;

– увеличение температуры до 1000 °С приводит только к уменьшению объемной доли крупных зерен до 7 %.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V–4Ti–4Cr В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Гриняев К.В.[1, 2, 3], Дитенберг И.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2, 3], Смирнов И.В.[2, 3], Чернов В.М.[4], Потапенко М.М.[4]

[1] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2] *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*
[3] *Томский государственный университет, Томск, Россия*
[4] *ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия*
kvgrinyaev@inbox.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведено комплексное изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V–4Ti–4Cr после механических испытаний растяжением при температурах 20 и 800 °С.

Установлено, что пластическая деформация при комнатной температуре протекает, в основном, в объёме зерен, что приводит к фрагментации крупных кристаллитов на мелкие зерна и формированию высокодефектной микроструктуры с элементами субмикрокристаллического и наноструктурного состояния.

В процессе растяжения при повышенной (800°С) температуре, вследствие разупрочнения границ зерен, пластическая деформация осуществляется, преимущественно, по этим границам.

Предполагается, что активизация явления локализации пластического течения является результатом формирования в высокопрочных состояниях мощных концентраторов напряжений и новых высокоэнергетических носителей кооперативных мод деформации – взаимосвязанных ансамблей дислокаций и точечных дефектов, взаимодействующих с ультрадисперсными частицами второй фазы.

Для объяснения структурной и токовой неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации, в рамках дислокационно-вакансионной модели [1, 2], в качестве механизма пластической деформации рассматривается механизм движения крае-

вых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации деформационных точечных дефектов.

Показано, что взаимосвязь параметров микроструктуры и уровня прочностных свойств изучаемого сплава во многом определяется действующими механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, активизация которых, в свою очередь, зависит как от условий внешнего воздействия, так и от особенностей локального упруго-напряженного состояния.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

Список литературы

1. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. –С. 81-92.
2. Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И., Коротаев А.Д. // Томск: Изд-во Том. ун-та. Препринт № 5, 1989. 40 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 03Х17Н14М3

Мельников Е.В.[1], Козлова Т.А.[2], Майер Г.Г.[1], Кошовкина В.С.[2], Астафурова Е.Г.[1]

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

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали влияние понижения температуры прокатки на особенности зеренной структуры, фазовый состав, механические свойства и механизмы деформации аустенитной нержавеющей стали 03Х17Н14М3. Прокатку образцов проводили при комнатной температуре (300 К) и температуре жидкого азота (77 К) с обжатием на 25-90 %. После пластической деформации из заготовок вырезали образцы для проведения микроструктурных исследований, испытаний на растяжения и микротвердость.

Прокатка стали при 300 К не приводит к фазовым превращениям, на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от γ-фазы. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) с ростом степени пластической деформации становятся меньше (после прокатки до ε=90 % составляют 15 нм), а микродеформация кристаллической решетки (Δd/d) возрастает на порядок по сравнению с исходным состоянием (от $7{,}3\times10^{-4}$ до $1{,}6\times10^{-3}$). Это свидетельствует о деформации и фрагментации структуры, повышении внутренних напряжений, величина которых при 90 % осадки достигает σ_{II} = 330 МПа.

При понижении температуры (77 К) прокатки на рентгенограммах так же наблюдали рефлексы только от γ-фазы. Однако магнитофазовый анализа показал, что при степени осадки более 25 % в образцах образуется α'-фаза. Значения ОКР и Δd/d выше чем значения, полученные после прокати при 300 К (ОКР=130 нм, $\Delta d/d=5{,}6\times10^{-3}$). При ε=90 % напряжения второго рода достигают σ_{II} = 1176 МПа.

При прокатке (300 и 77 К) реализуется деформация скольжением, механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованной деформации различного масштаба. Прокатка при 77 К приводит к образованию большей плотности деформационных двойников, чем деформация при 300 К. Толщины двойниковых пластин уменьшаются с увеличении степени обжатия и при понижении температуры прокатки.

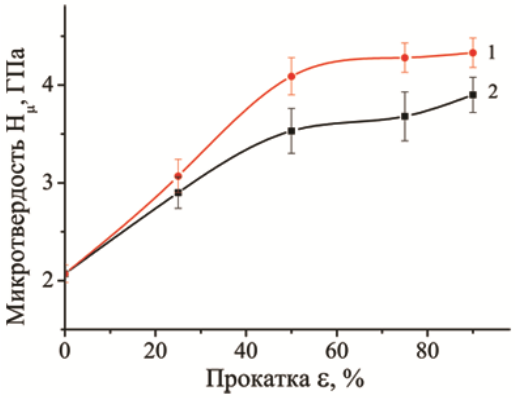


Рис. 1. Зависимость микротвердости стали от степени осадки:
1 – *T* = 77 К, 2 – *T* = 300К

Прокатка приводит к повышению микротвердости стали (рис. 1). Пределы текучести ($\sigma_{0,2}$) и прочности (σ_B) исходного образца составляли 370 и 680 МПа соответственно. Пластическая деформация (ε=50 % прокаткой) приводит к упрочнению стали и повышению $\sigma_{0,2}$ и σ_B до 1040, 1150 МПа (при 300 К) и до 1160, 1250 МПа (при 77 К) соответственно.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТЫ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ ОМЕГА-АЛЬФА ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ

Пилюгин В.П.[1)], Реснина Н.Н.[2)], Хлебникова Ю.В.[1)], Егорова Л.Ю.[1)]

[1)] *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
[2)] *Санкт-Петербургский госуниверситет, Санкт-Петербург, Россия*

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определяли температуру обратного ω→α-перехода из метастабильной фазы высокого давления и температуру рекристаллизации монокристаллического титана, деформированного при комнатной температуре в наковальнях Бриджмена под давлением 8 GPa на степени деформации от *e* = 1.5 до *e* = 10. Исследуемые образцы нагревали в камере дифференциального сканирующего калориметра от 20 до 550°С и регистрировали пики выделения тепла.

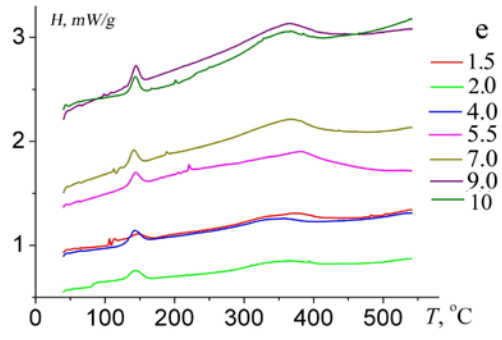


Рис. Калориметрические кривые монокристаллического титана после ИПД при комнатной температуре на различную степень

На кривых ДСК имеются по два пика выделения тепла (см. рисунок). Первый пик в области температур 130–160°С соответствует обратному ω→α-переходу. Как можно видеть, на температуру фазового перехода не повлияло различие в деформированном состоянии исследуемых образцов. Второй пик выделения тепла соответствует развитию процессов полигонизации и рекристаллизации. Поскольку деформированная структура неоднородна в разных участках по диаметру образца то и процесс рекристаллизации начинается не одновременно, пики соответствующие этим процессам, сильно размыты. Определение точной температуры начала рекристаллизации для таких образцов затруднено, однако, для каждого деформированного

на разную степень образца можно выделить температурный интервал, в котором идет рекристаллизация.

Структурные исследования методом электронной просвечивающей микроскопии показали, что в процессе деформирования монокристаллического титана, при малых степенях деформации, вслед за двойникованием, происходит барическое $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение с сохранением исходной реечной структуры. Увеличение степени деформации, а также возникающий при $\omega \rightarrow \alpha$ превращении фазовый наклеп, приводят к тому, что за счет потери когерентности межфазных границ происходит нарушение их четкой огранки, кроме того, наблюдается фрагментация структурных составляющих. При e>6 в структуре деформированного при 300 К титана начинаются процессы динамической и постдинамической рекристаллизации, приводящие к очищению и росту фрагментированных зерен. Это препятствует получению однородной фрагментированной структуры и приводит к снижению достигнутого ранее деформационного упрочнения.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура», № 01201463331 (проект №15-15-2-16).

ТРИ КИНЕТИКИ РОСТА ЗЁРЕН В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА

Сурсаева В.Г., Горнакова А.С.

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

Рост зерен, как известно, осуществляется совместным перемещением границ и тройных стыков зерен под действием, главным образом, поверхностного натяжения границ . Как правило, предполагают, что тройные стыки не тормозят движения границ, и их роль сводится к поддержанию между границами термодинамически равновесных углов. При этом кинетика роста зерен определяется подвижностью границ $m_{гр}$ и имеет место так называемый параболический закон роста зерен:

$$R^2 - R_o^2 = A*t \qquad (1)$$

Если же тройные стыки обладают конечной подвижностью $m_{ст}$, то они тормозят миграцию границ. Степень влияния тройных стыков определяется соотношением между величиной подвижности границ и подвижности стыков $\gamma = m_{гр} / m_{ст}$, и размером зерна R. Если $R >> \gamma$, влияние тройных стыков не существенно, а в случае $R << \gamma$, скорость миграции границ определяется главным образом подвижностью тройных стыков. При этом вместо (1), должно выполняться:

$$R - R_o = B*t \qquad (2)$$

Такая кинетика должна проявить себя в системах с малым размером зерна, какими являются тонкие металлические пленки.

В последнее время обсуждается влияние на кинетику процесса роста зёрен образования вакансий, сопровождающих рост зёрен в тонких плёнках, и сделано предположение, что на первой стадии рост зёрен тормозится образованием вакансий, а затем образование вакансий вызывает рост зёрен.

Экспериментально исследовался рост зёрен в тонких плёнках серебра. Впервые экспериментально показано, что заметному росту зёрен предшествует инкубационный период, в течение которого можно считать микроструктуру плёнки стабильной, так как скорость роста зерна относительно невелика. Далее рост зёрен подчиняется линейному закону, а с ростом среднего размера зерна – параболическому. Длина инкубационного перио-

да, линейного и параболического роста зёрна зависит от начального и реального среднего размера зерна, а также от температуры отжига. Результаты согласуются с идеей, что вакансии, сопровождающие рост зёрен, сначала являются сдерживающим фактором роста зёрен в плёнках, а затем ускоряют его.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ -(№14-42-03556) – р_центр_а»

РОСТ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ (αTi) В СПЛАВАХ ТИТАН-ЖЕЛЕЗО

Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Афоникова Н.С.

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

Образование прослоек второй фазы на границах зерен (ГЗ) сильно влияет на механические свойства многофазных материалов и, в частности, сплавов на основе титана, которые часто подвергаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности [1–4]. Кинетика формирования зернограничных прослоек второй фазы является важным фактором, контролирующим механические свойства сплавов. Поэтому изучение кинетики формирования зернограничных прослоек и влияния на нее температуры имеет большое практическое значение, т.к. данные, получаемые в подобных исследованиях, помогают при выборе параметров термообработки, при которой достигаются оптимальные характеристики многофазных сплавов. Вторая твердая фаза на ГЗ может как формировать сплошные прослойки, так и состоять из отдельных частиц [5]. При этом, в зависимости от температуры, равновесию могут соответствовать или прослойки, или цепочки частиц [6, 7].

В данной работе исследовалось влияние температуры, атмосферы и времени отжига на рост зернограничных прослоек в сплавах Ti–1 масс.% Fe, Ti–2.8 масс.% Fe, Ti–4.3 масс.% Fe, Ti–6.5 масс.% Fe и Ti–10 масс.% Fe (595–815°C). Было показано, что концентрация второго компонента влияет на температурную зависимость доли границ зерен полностью покрытых (αTi)-фазой. Также экспериментально было показано, что атмосфера не влияет на образование и толщину зернограничных прослоек, в то время как продолжительность отжига оказывает существенное влияние.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

1. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханов А.А. // Механические свойства титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1974.
2. Вульф Б.К. // Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1969.
3. Цвиккер У. // Титан и его сплавы. / Под ред. О.П. Елютина, С.Г. Глазунова. М.: Металлургия, 1979. С. 511.
4. Макквиллэн М.К. // Фазовые превращения в титане и его сплавах. / Под ред. Н.Ф. Аношкина. М.: Металлургия, 1967. С. 75.
5. Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N. // J. Mater. Eng. Performance 2012. Vol. 21. P. 721.
6. Straumal B.B., Gust W. // Mater. Sci. Forum 1996. Vol. 207. P. 59.
7. Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B. // Phys. Rev. B 2008. Vol. 78. P. 054202.

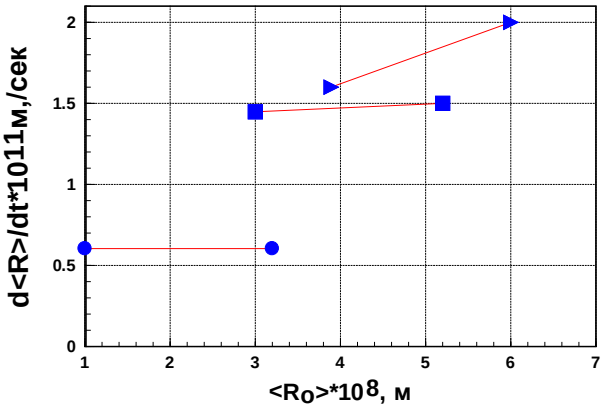
ПРИЧИНЫ ОТКЛОНЕНИЯ ОТ ПАРАБОЛИЧНСКОГО ЗАКОНА РОСТА ЗЁРЕН В ПЛЁНКАХ

Сурсаева В.Г., Горнакова А.С.

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, 142432, Россия
alenahas@issp.ac.ru

Одна из наиболее известных закономерностей роста зёрен носит название параболического закона. Он гласит, что при выполнении целого ряда требований при изотермическом отжиге размер зерна растёт как корень из времени. $R^2 - R_0^2 \approx t$. В реальных экспериментальных ситуациях эти требования часто нарушаются, что приводит к существенным отклонениям. В качестве возможных причин отклонения указывают на примесное торможение границ зёрен, влияние частиц второй фазы, пор, различие по свойствам самих границ зёрен, взаимодействие границы с поверхностью, влияние тройных стыков. На наш взгляд важная причина нарушения закона возникает, когда размер зерна становится сравнимым с размером образца, например в плёнке.

Рост зёрен в тонких плёнках серебра с различным средним размером зерна исследовался экспериментально. Показано, что при малом в размере зерна заметному росту зёрен предшествует инкубационный период, в течение которого можно считать микроструктуру плёнки стабильной, так как скорость роста зерна относительно невелика в течение инкубационного периода. Результаты согласуются с идеей, что образование вакансий, сопровождающее рост зёрен, оказывает влияние на рост зёрен в плёнках. При увеличении среднего размера зерна начинает сказываться влияние тройных стыков и кинетика становится линейной $R - R_0 \approx t$. При размере зерна в плёнке, сравнимым с размером толщины плёнки, выполняется параболический закон роста.



Зависимость скорости роста среднего размера зерна от начального размера зерна в плёнке серебра толщиной 1000А.
(●) – 350°С
(■) – 500°С
(►)– 600°С

При T = 350°С и среднем размере зерна 10–30 нм скорость роста мала и нет изменения. При T = 500°С и среднем размере зерна 30–55 нм изменения скорости роста зёрен практически нет. Это соответствует линейной кинетике и скорость определяется движением тройных стыков. При T = 600°С и среднем размере зерна 40–60 нм имеет место параболический закон роста зёрен в плёнках.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ -(№14-42-03556) – р_центр_а»/

ЗАВИСИМОСТЬ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ФОНА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ В НАНОКОМПОЗИТАХ

Кульков В. Г., Плотников А. В. Дудаков Д. С.

Филиал национального исследовательского университета «МЭИ», Волжский, Россия, Hamster100@yandex.ru

Композиционные материалы являются перспективными с точки зрения их функциональных свойств. Это обусловлено не только различием физических свойств матрицы и наполнителя, но также и спецификой процессов, протекающих в области межфазных границ. Последний фактор имеет значительно больший вес в наноструктурных материалах, поскольку удельная доля объема области внутренних границ раздела по отношению к объему фаз в таких композитах весьма велика. Диффузионными свойствами межфазных границ, в частности, объясняется высокий уровень внутреннего трения таких материалов.

Ранее нами было показано, что высокотемпературный фон в нанокомпозитах в разных температурно-частотных интервалах имеет разные энергии активации. Это проявляется в наличии двух углов наклона на графике зависимости внутреннего трения от обратной температуры. Положение точки излома позволяет оценить размеры включений.

Настоящее исследование показывает, что подобных изломов на графиках может быть несколько. Причиной этого может быть наличие двух- или многомодальное распределение включений по размерам. Кроме того, если включения одинаковы по масштабу, но по форме имеют два или три характерных размера и произвольную ориентацию в матрице, то соответствующие точки изломов имеют разные температуры. Их наложение на результирующем графике зависимости фона от обратной температуры приводит к различным углам наклона участков.

Диффузия вакансионно подобных дефектов вдоль межфазной границы для разного типа вакансий имеют различные энергии активации, поскольку в контакте находятся два различных по химическому составу и структуре материала, что является дополнительным фактором. Увеличение температуры вплоть до близких к температуре плавления одной из составляющих приводит к тому, что концентрация тепловых вакансий на межфазных границах начинает превышать концентрацию структурных вакансий, обусловленных избыточным объемом материала границ. Такой эффект имеет место в узком диапазоне температур вблизи температуры плавления.

Наконец, границы между фазами в композиционных материалах некоторых составов могут испытывать специфические фазовые переходы, такие как предплавление или обволакивание твердой фазой. Образующаяся прослойка на границе имеет иную вязкость, порой значительно меньшую, чем вязкость исходной границы, что сказывается на энергии активации межфазного проскальзывания. Связанное с этим процессом внутреннее трение может приводить к пику на зависимости внутреннего трения от температуры. Подобный эффект хорошо известен в поликристаллических материалах в случае наличия деформации межзеренного проскальзывания.

Исследование параметров приведенных процессов может дать существенную информацию о структуре, размерах и форме включений, а также о состоянии межфазных границ.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СТАЛИ 06МБФ

Майер Г.Г.[1], Астафурова Е.Г.[1], Кошовкина В.С.[2], Мельников Е.В.[1], Козлова Т.А.[2], Найденкин Е.В.[1], Одесский П.Д.[3], Добаткин С.В.[4]

[1]ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия
[3]ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия
[4]ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
galinazg@yandex.ru

В работе методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования проведено исследование термической стабильности ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния, сформированного методом кручения под давлением (КГД) (P = 6 ГПа, 5 оборотов, при комнатной температуре $0{,}16T_{пл}$) в нормализованной стали 06МБФ (Fe–0,1Mo–0,6Mn–0,8Cr–0,2Ni–0,3Si–0,2Cu–0,1V–0,06Nb–0,09C). Термическую стабильность стали изучали после отжигов в интервале температур 400÷600 ºС (выдержка 1 ч).

Экспериментально установлено, что КГД исследуемой стали приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры со средним размером элементов *(d)* 91±57 нм и плотностью дислокаций до ~10^{11} см$^{-2}$. Отжиги приводят к релаксации структуры, уменьшению величины уширения рентгеновских линий, росту ОКР (50 нм после отжига при 400 °С и более 200 нм после отжигов при 500 и 600 °С), снижению значений плотности дислокаций до ~10^{9} см$^{-2}$ после отжига при 500-600 °С. Микродеформация кристаллической решетки уменьшается от ~10^{-3} (состояние после КГД и отжига 400 °С) до ~10^{-4} (после отжига 600 °С). Значение размера субзерна после отжига при 400 °С близко к величине *d* после КГД и составляет 85±52 нм. После отжига при 500 °С наблюдали увеличение величины *d* до 152±81 нм, а после отжига при 600 °С структура стали стала мелкокристаллической со средним размером зерна 2,3±1,1 мкм.

После КГД микротвердость исследуемой стали возрастает более чем в 4 раза в сравнении с исходным состоянием (от 1,6 ГПа до 7,0 ГПа). После отжига при 400 °С высокие значения микротвердости сохраняются (7,3 ГПа). Последующее увеличение температуры отжига приводит к спаду значений микротвердости: до 5,4 ГПа после отжига при 500 °С, до 3,3 ГПа после отжига при 600 °С.

Таким образом, ультрамелкозернистое состояние, сформированное методом КГД, и связанные с ним высокие значения микротвердости обладают термической стабильностью до 400 °С. После отжигов при более высоких температурах происходит рост элементов структуры и уменьшение значений микротвердости, что вызвано процессами возврата и рекристаллизации.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг. (проект III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

ПРИМЕНЕНИЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Пушин А.В.[1,2], Кунцевич Т.Э.[1], Куранова Н.Н.[1], Пушин В.Г.[1,2]

[1]*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов УрО РАН Екатеринбург, Россия,*
[2]*ФГАОУ ВПО "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина", г. Екатеринбург, Россия,*
avpushin@rambler.ru, pushin@imp.uran.ru

Сверхбыстрая закалка из расплава (БЗР) методом спиннингования струи позволяет получить сплавы на основе никелида титана в аморфном состоянии. При этом последующая термообработка (ТО) в зависимости от режима приводит к их кристаллизации. В работе выполнен сравнительный анализ влияния условий БЗР (скорости охлаждения в пределах 10^4-10^7 К/с) и легирования на формирование структуры, фазовые превращения и возможность аморфизации, а также последующей ТО. Были исследованы бинарные, тройные и четверные сплавы никелида титана ($Ti_{60}Ni_{40}$-$Ti_{40}Ni_{60}$, TiNiCu с содержанием меди Cu≤40 ат.%, $Ti_{32}Ni_{50}Hf_{18}$, $Ti_{32}Hf_{18}Ni_{45}Cu_5$) методами электронной микроскопии, нейтронографии, рентгенодифрактометрии, а также измерений физико-механических свойств и эффектов памяти формы. Рентгеноструктурные и нейтронографические исследования показали, что изученные сплавы после БЗР со скоростью 10^6 К/с являлись аморфными. Структурные и сверхструктурные брэгговские пики, обычно наблюдаемые в дифракционных исследованиях кристаллических сплавов на основе никелида титана, отсутствовали. Микроэлектронограммы содержали набор убывающих по интенсивности концентрических диффузных колец вблизи положений B2-структурных отражений {100}, {110}, {200}, {211} с уширенным центральным пятном.

Электронномикроскопические снимки имели типичный для аморфного состояния слабо выраженный контраст типа "соль-перец" и содержали изображения отдельных редких включений кристаллических нанофаз. Однако, на темнопольных изображениях в первом сильном гало обнаруживается "светящийся" контраст от наноструктурных областей размером до 2-4 нм. Это согласуется с наблюдениями неупругого рассеяния нейтронов вблизи углов дифракции для сверхструктурных рефлексов (при отсутствии каких-либо структурных брэгговских отражений), что обусловлено ближним атомным порядком по типу B2 и другим возможным. Отжиг аморфных сплавов привел к их кристаллизации, начиная от 450°С после БЗР. Затем происходила тотальная нанокристаллизация с образованием однородного нанокристаллического или бимодального нано-, субмикрокристаллического состояния.

БЗР-сплавы при меньших скоростях охлаждения (10^4-10^5 К/с) находились в поликристаллическом или смешанном аморфно-поликристаллическом состоянии.

Данные сплавы испытывали термоупругие мартенситные превращения B2↔B19 (в сплавах, содержащих Cu) или B2↔B19' (в сплавах бинарных или содержащих Hf) и демонстрировали соответствующие эффекты памяти формы, как и наноструктурированные после ТО исходно аморфных сплавов. Легирование Cu и Hf привело к существенному сужению температурного гистерезиса мартенситного превращения по сравнению с исходными поликристаллическими сплавами-прототипами. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР сплавах, поликристаллических или аморфных в исходном состоянии, является наличие нестехиометрического состава и способность к расслоению при кристаллизации в процессе закалки или, соответственно, при последующей ТО.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ №14-02-00379.

ОБ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ

Нечаев В.Н.[1], Дежин В.В.[2]

[1]*Военно-воздушная академия имени проф. Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия*
[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*
viktor.dezhin@mail.ru

Рассмотрены малые изгибные колебания краевой дислокации, лежащей вдоль оси Oz с вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргерса $\vec{b} = (b, 0, 0)$ и вектором нормали к плоскости скольжения дислокации $\vec{n} = (0, 1, 0)$. В линейном по смещению дислокации $u = u(z, t)$ приближении $\vec{\tau} = (-\partial u/\partial z, 0, -1)$. Получена система уравнений, описывающая колебания ферромагнитного кристалла с краевой дислокацией:

$$\frac{1}{c_t^2}\frac{\partial^2 f_\perp}{\partial t^2} - \Delta f_\perp + \frac{3b}{1+\nu}\frac{\partial^2 p}{\partial x \partial y} + \mu a_2 b\left[\frac{1}{c_t^2}\left(M_{0x}\frac{\partial^2 m_y}{\partial t^2} + M_{0y}\frac{\partial^2 m_x}{\partial t^2}\right) - \right.$$
$$- M_{0x}\left(2\frac{\partial^2 m_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 m_y}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial y \partial z}\right) - M_{0y}\left(2\frac{\partial^2 m_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 m_x}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial x \partial z}\right) +$$
$$\left. + M_{0z}\left(\frac{\partial^2 m_y}{\partial x \partial z} + \frac{\partial^2 m_x}{\partial y \partial z}\right)\right] = -\mu b^2\left(\frac{1}{c_t^2}\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial z^2}\right)\delta(x)\delta(y), \qquad (1)$$

$$\frac{1}{c_l^2}\frac{\partial^2 p}{\partial t^2} - \Delta p - \frac{2}{3}\mu a_2 \frac{1+\nu}{1-\nu}\vec{M}_0 \cdot \nabla div\vec{m} = -\frac{2}{3}\mu b \frac{1+\nu}{1-\nu}\left[\delta(x) - u\delta'(x)\right]\delta'(y). \qquad (2)$$

Здесь c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн, $f_\perp(\vec{r}, t)$ – проекция силы Пича-Келера на плоскость скольжения дислокации, ν – коэффициент Пуассона, $p(\vec{r}, t)$ – гидростатическое давление, μ – модуль сдвига, a_2 – магнитострикционный коэффициент, $\vec{M}_0$ – вектор спонтанной намагниченности, $\vec{m}$ – малый вклад в вектор намагниченности от неоднородных деформаций, созданных дислокацией в кристалле. Если вектор спонтанной намагниченности параллелен линии дислокации: $\vec{M}_0 = (0, 0, M_{0z})$, то система уравнений (1)-(2) существенно упрощается.

Произведено преобразование Фурье системы уравнений (1)-(2). Получившаяся система решалась с граничным условием (равенство нулю силы Пича-Келера на линии дислокации) с точностью до слагаемых, линейных по смещению дислокации. Найдена обобщенная восприимчивость краевой дислокации в ферромагнитном кристалле $\alpha(q_z, \omega)$, представляющая собой функцию линейного отклика краевой дислокации в ферромагнитном кристалле на внешнюю силу, пространственная зависимость которой характеризуется составляющей волнового вектора q_z, а временная – частотой ω.

ОБ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ОРИЕНТАЦИИ В КРИСТАЛЛЕ С МЯГКОЙ МОДОЙ

Нечаев В.Н.[1], Дежин В.В.[2]

[1]*Военно-воздушная академия имени проф. Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия*
[2]*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*
viktor.dezhin@mail.ru

Рассмотрены малые изгибные колебания дислокации смешанного типа, лежащей вдоль оси Oz с единичным вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргерса $\vec{b} = (b_x, 0, b_z)$ и единичным вектором нормали к плоскости скольжения $\vec{n} = (0, 1, 0)$. Задача решалась в рамках линейной теории упругости и феноменологической теории Ландау о фазовых переходах. Получены уравнения, описывающие колебания кристалла с дислокацией смешанного типа в кристалле с мягкой модой. Далее проведено преобразование Фурье этих уравнений и найдено уравнение изгибных колебаний дислокации в кристалле с мягкой модой:

$$\tilde{f}_\perp = -\frac{2}{3}q_y^2(b_x q_x + b_z q_z)\left(\frac{3}{1+\nu} + 6\mu g^2\eta_s^2\tilde{\chi}\right)\mu\frac{1+\nu}{1-\nu}\times$$

$$\times\frac{(b_x q_x + b_z q_z)\tilde{u} + i(2\pi)^2 b_x\delta(q_z)\delta(\omega)}{\left(q^2 - \omega^2/c_t^2\right)\left(q^2 - \omega^2/c_l^2\right) - 4\mu\frac{1+\nu}{1-\nu}g^2\eta_s^2\left(q^2 - \omega^2/c_t^2\right)\tilde{\chi}} +$$

$$+\frac{\mu[b^2\omega^2/c_t^2 - (b_x q_x - b_z q_z)^2]\tilde{u} - i(2\pi)^2\mu b_z^2 q_x\delta(q_z)\delta(\omega)}{q^2 - \omega^2/c_t^2}.$$

Здесь $\tilde{f}_\perp = \tilde{f}_\perp(\vec{q}, \omega)$ – Фурье-образ проекции силы Пича-Келера на плоскость скольжения дислокации, $\vec{q}$ – волновой вектор, ω – частота, c_t и c_l – скорости поперечного и продольного звука, ν – коэффициент Пуассона, μ – модуль сдвига, g – постоянный стрикционный коэффициент, η_s – равновесное значение параметра порядка в кристалле без дислокации, $\tilde{u} = \tilde{u}(q_z, \omega)$ – Фурье-образ смещения дислокации, $\tilde{\chi}(\vec{q}, \omega) = \chi_0\dfrac{\omega_0^2}{\omega_0^2 + \kappa q^2 - \omega^2}$ – динамическая восприимчивость, определяющая отклик однородного кристалла на возмущение параметра порядка, $\omega_0 \propto |T - T_c|^{1/2}$ – характерная частота мягкой моды, T_c – температура фазового перехода.

С использованием граничного условия на линии дислокации $f_\perp = 0$, представляющим собой условие равенства нулю силы Пича-Келера в любой момент времени в каждой точке дислокации, с точностью до слагаемых, линейных по смещению дислокации, получено $\tilde{f}_\perp(q_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(q_z, \omega)\tilde{u}(q_z, \omega)$, где $\alpha_D(q_z, \omega)$ – функция линейного отклика дислокации произвольной ориентации на приложенную к ней внешнюю силу.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ B2-СПЛАВАХ NiMnMe (Me=Al, Ti, Ga)

Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю., Уксусников А.Н.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, РФ
Ebelosludceva@mail.ru

Как известно, мартенситное превращение в бинарных B2-сплавах $Ni_{50}Mn_{50}$ и $Ni_{49}Mn_{51}$ происходит при достаточно высоких температурах. Нами ранее в данных сплавах были подробно изучены тонкая структура и мартенситные превращения, установлены их критические температуры: M_s = 970 К, M_f = 920 К, A_s = 970 К, A_f = 1020 К, M_s = 940 К, M_f = 930 К, A_s = 990 К, A_f = 1000 К, соответственно. В настоящей работе исследовано влияние квазибинарного легирования сплавов NiMn третьим компонентом (Al, Ti, Ga) методом замещения марганца на особенности их структуры и термоупругие мартенситные превращения, определены критические точки прямых (M_s, M_f) и обратных (A_s, A_f) превращений. Критические точки измерены методом двух касательных по кривым зависимости электросопротивления или магнитной восприимчивости (для сплавов, легированных галлием) от температуры. Фазовый состав установлен по результатам рентгеноструктурного анализа и расшифровки электронограмм при комнатной температуре. Методами оптической и электронной (просвечивающей и растровой) микроскопии, EBSD-анализа подробно изучены особенности микроструктуры исследуемых сплавов. Обнаружено, что по мере легирования изменяются структурный тип, микроструктура и морфологическая пакетно-пирамидальная иерархия мартенсита. В низколегированных B2-сплавах формируется пакетная пластинчатая внутренне тонкодвойникованная морфология кристаллов $L1_0$-мартенсита. Толщина тонких внутренних двойников не превышает нескольких десятков нанометров. Во всех среднелегированных B2-сплавах образуется пакетный длиннопериодный NM-мартенсит (N = 10, 14), о чем свидетельствовали экстрарефлексы на электронограммах, расположенные эквидистантно на 1/5 или 1/7 между основными рефлексами, а также сателлиты на рентгенограммах, возникающие в результате образования длиннопериодного мартенсита. Сплавы, легированные галлием, испытывают атомное упорядочение в сверхструктуру более высокого ранга $L2_1$. Субструктура фаз в сплавах, легированных галлием, при термоупругом мартенситном превращении также характеризуется пакетным строением попарно двойникованных первичных кристаллов, содержащих вторичные более тонкие нанодвойники и дефекты упаковки. Наличие в мартенситной структуре сплавов иерархии пакетов кристаллов-двойников может быть следствием действия многозародышевого механизма развивающегося превращения, при котором происходит аккомодационное адаптивное двойникование, прогрессирующее по мере охлаждения сплава.

Работа выполнена при частичной поддержке грантом РФФИ № 14-02-00379

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ ТЭС ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ СПЕКТРАЛЬНО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Смирнов А.Н., Абабков Н.В.

Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева
г. Кемерово, Россия,
n.ababkov@rambler.ru

В процессе длительной эксплуатации оборудования ТЭС возникает ряд проблем, которые могут привести и приводят к аварийным ситуациям. Это связано с тем, что в процессе длительной эксплуатации под воздействием конструкционно-технологических и эксплуатационных факторов риска основной металл и сварные соединения потенциально-опасного оборудования работают в сложнонапряженных условиях, требующих повышенного внимания к оценке ресурса и к качеству выполнения ремонтно-восстановительных работ. Кроме того, большая часть парка оборудования ТЭС (85–90%) выработала свой ресурс и нуждается в полной замене. Однако современное состояние экономики в тепловой энергетике не позволяет своевременно проводить замену устаревшего оборудования [1].

Целью работы является оценка работоспособности и прогнозирование остаточного ресурса металла оборудования ТЭС после длительной эксплуатации спектрально-акустическим методом.

В настоящее время оценка работоспособности оборудования ТЭС осуществляется преимущественно при помощи расчетных алгоритмов, которые не учитывают изменение структуры длительно работающего металла, а также процессы зарождения и накопления структурной поврежденности. Актуальной становится задача совершенствования методов оценки ресурса длительно работающего основного металла, сварных соединений и наплавок после ремонтов оборудования ТЭС на основе применения неразрушающих методов контроля. Все более широкое распространение получает концепция, основанная на «прогнозировании и предупреждении» вместо используемой концепции «обнаружение и устранение».

Методы неразрушающего контроля, применяемые в настоящее время, используются в основном для обнаружения существующих дефектов и не позволяют, в необходимой мере, определять степень изменения структуры основного и наплавленного металла в процессе длительной эксплуатации. В этом отношении перспективны акустические методы [2]. Измеряемые характеристики, такие как время задержки поверхностных акустических волн чувствительны к изменениям структуры длительно работающего металла и зарождению микроповреждений, а также имеют связь с механическими свойствами материалов.

Список литературы

1. Смирнов, А. Н. Комплексный подход к оценке работоспособности элементов энергетического оборудования / А. Н. Смирнов, Н. В. Абабков // Известия Самарского научного центра РАН, 2010. – Т. 12. – №1 (2). – С.520–524.
2. Углов, А.Л. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации / А. Л. Углов, В. И. Ерофеев, А. Н. Смирнов / М.: Наука, – 2009. – 278 с.

ПРОЯВЛЕНИЯ САМОПОДОБИЯ В КАРТИНЕ СДВИГОВ, РЕАЛИЗУЮЩИХСЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni_3Fe С ВЫСОКОСИММЕТРИЧНОЙ ОРИЕНТИРОВКОЙ

Теплякова Л.А., Куницына Т.С.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия
kma11061990@mail.ru

Самоподобие или инвариантность по отношению к масштабу картины скольжения в первичной системе была установлена экспериментально в монокристаллах сплава Ni_3Fe ориентированных для одиночного скольжения в интервале масштабов: микрометры…нанометры. При этом оказалось, что выявленное самоподобие первичного скольжения является общим свойством сплава в упорядоченном и разупорядоченном состоянии.

В работе было проведено изучение картины деформационного рельефа в [001] - монокристаллах сплава Ni_3Fe в состояниях с дальним и ближним атомным порядком, в интервале масштабов, величина которого определялась линейными размерами образца, с одной стороны, и предельной разрешающей способностью методов исследования - с другой. Исследование показало, что и в этих монокристаллах имеет место самоподобие для целого ряда элементов деформационного рельефа.

*Самоподобие фрагментации***.** Установлено, что на *макроуровне* в [001] – монокристаллах число локально действующих систем сдвига не равно числу равнонагруженных систем. Хотя на поверхности образца наблюдаются следы скольжения во всех четырех плоскостях сдвига, в локальных участках образца, как правило, наблюдаются следы скольжения в одной или двух плоскостях. Линейные размеры макрофрагментов варьируют от 1 до 3 мм. В *упорядоченном сплаве* фрагментация выражена значительно ярче, а появление дискретных границ фрагментов происходит при меньших деформациях. Изучение картины скольжения при увеличениях, последовательно различающихся приблизительно на порядок, показало, что имеет место фрагментация сдвига и на других масштабных уровнях. Соответственно изменяются линейные размеры фрагментов. Если на макроуровне они составляют сотни микрометров, то на следующем масштабном уровне - десятки микрометров, а на последнем (из исследованных) уровне - несколько микрометров.

Ветвление следов сдвига. Ветвление следов скольжения отмечалось в литературе, в том числе и в поликристаллах, как правило, при электронно-микроскопическом исследовании, т.е. на микроуровне. В настоящей работе установлено, что ветвление следов наблюдается не только на микро-, но и на мезо- и макроуровне.

*Изгибы кристаллической решетки***.** В начале деформации, изгибы кристаллической решетки фиксируются лишь на макроуровне. Информация об этом, в том числе и количественная, была получена из анализа изгиба (искривления) следов сдвига. С ростом степени деформации изогнутые следы появляются также и на мезо- и микроуровне. Картина изгибов следов сдвига, формирующаяся в ходе пластической деформации, отражает картину внутренних дальнодействующих полей напряжений, создаваемых в объеме нагружаемого монокристалла.

КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОГО сплава Ni52Mn24Ga24 ПРИ ОТЖИГЕ

Шарипов И.З. [1,2], Мусабиров И.И. [1], Мулюков Р.Р. [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
ilgizsh@mail.ru

Сплавы Гейслера системы Ni_2MnGa являются перспективными материалами с эффектом памяти формы, и при этом они также проявляют ферромагнитные свойства. Такое сочетание свойств открывает новые возможности исследования и применения этих материалов для изготовления функциональных элементов [1].

Намагниченность сплава $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ чувствительна к структурному состоянию материала. После интенсивной деформации методом кручения под давлением на наковальнях Бриджмена, в материале формируется наноструктурное состояние. При этом ферромагнитные свойства материала исчезают, что объясняется высокой плотностью дефектов структуры после деформации, которые препятствуют ферромагнитному упорядочению.

При отжиге происходит рекристаллизация, формируются новые зерна с низкой плотностью дефектов, и вследствие этого восстанавливаются и ферромагнитные свойства, растет намагниченность материала.

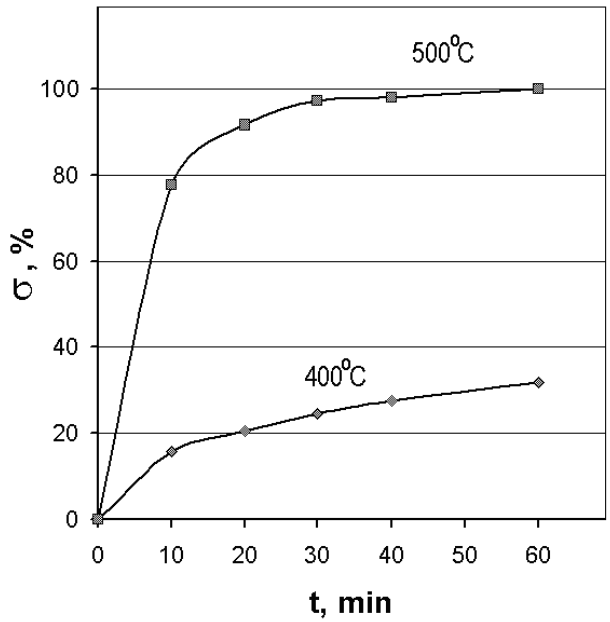


Рис.1.

На рис.1. приведены графики относительной намагниченности сплава $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ при комнатной температуре в зависимости от времени отжига при разных температурах 400 °C и 500 °C. За 100% взята максимальная намагниченность, полученная после отжига 500 °C.

Отжиг при 500 °C быстро восстанавливает магнитные свойства материала, уже через 20 минут отжига относительная намагниченность достигает 90%. Далее она достигает насыщения и почти не меняется.

Отжиг образца при температуре 400 °C приводит к постепенному плавному росту намагниченности, и даже при длительности 60 мин не видно тенденции к насыщению. Величина относительной намагниченности при этом составляет только ~30%.

Кинетика изменения намагниченности, очевидно, обусловлена процессом рекристаллизации, протекающим в материале. Аппроксимируя графики экспоненциальной функцией находим постоянную времени – 10 мин (при 500 °C) и 5 ч (при 400 °C). Это позволяет оценить энергию активации рекристаллизации сплава $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ величиной Q = 150 кДж/моль или 1,5 э.в.

1. Musabirov I.I. et al. / Letters on materials 2014, v.4, n.4, pp. 265-268.

ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СПЛОШНЫХ И ПОЛЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Гуткин М.Ю.,[1-3] Колесникова А.Л.,[1,3,4] Красницкий С.А.,[2,3] Романов А.Е.,[3-5] Смирнов А.М.[3]

[1] Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
[2] Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия
[3] Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия
[4] Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
[5] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

m.y.gutkin@gmail.com, anna.kolesnikova.physics@gmail.com, krasnitsky@inbox.ru, alexey.romanov@niuitmo.ru, smirnov.mech@gmail.com

Разработка, изучение и использование композитных наночастиц и нанопроволок представляют собой обширные области на переднем крае развития современных нанотехнологий. Эти наноструктуры вызывают большой интерес [1, 2] благодаря электронным, магнитным и оптическим свойствам, которые зависят от размера, формы, состава, типа кристаллической решетки и наличия дефектов. Неоднородность фазового состава композитных наночастиц приводит к появлению остаточных упругих деформаций и напряжений, вызванных несоответствием параметров кристаллических решеток и коэффициентов теплового расширения составляющих. Согласно существующим теоретическим моделям, в сплошных наночастицах типа «ядро-оболочка» возможны различные механизмы релаксации напряжений несоответствия, включающие образование дислокаций несоответствия вокруг ядра, призматических и скользящих дислокационных петель в оболочке, трещин в ядре или в оболочке, отслоение ядра от оболочки и смещение ядра из центра наночастицы. Недавние расчеты позволили определить критические условия возникновения прямоугольных [3–5] и круговых [5–7] призматических дислокационных петель (ПДП), зарождающихся в наночастицах [3–7] и в других композитных наноструктурах [4]. В настоящей работе показано, что в наночастицах и нанопроволоках типа «ядро-оболочка» прямоугольные ПДП, зародившиеся со свободной поверхности в оболочке, при определенных условиях могут превратиться в круговые ПДП, опоясывающие ядро. В этом случае по мере роста толщины оболочки можно ожидать сначала появления в ней прямоугольных ПДП, затем формирования круговых ПДП при сохранении имеющихся и зарождении новых прямоугольных ПДП, а затем прекращения зарождения новых прямоугольных ПДП и завершения трансформации имеющихся прямоугольных ПДП в круговые, а также образования круговых ПДП по другим механизмам. В работе обсуждаются пределы изменения основных параметров модели, в которых можно ожидать таких трансформаций дефектной структуры композитной системы.

Список литературы

1. S. Behrens, Nanoscale 3 (2011) 877.
2. C.M. Lieber, MRS Bull. 28 (2003) 486.
3. М.Ю. Гуткин, А.М. Смирнов, ФТТ 56 (2014) 703.
4. M.Yu. Gutkin, A.M. Smirnov, Acta Mater. 88 (2015) 91.
5. М.Ю. Гуткин, С.А. Красницкий, А.М. Смирнов и др., ФТТ 57 (2015) 1158.
6. М.Ю. Гуткин, А.Л. Колесникова, С.А. Красницкий, А.Е. Романов, ФТТ 56 (2014) 695.
7. M.Yu. Gutkin, A.L. Kolesnikova, S.A. Krasnitckii, et al., Scripta Mater. 83 (2014) 1.

ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ПРЕДПЛАВИЛЬНОГО РОСТА ТЕПЛОЕМКОСТИ КРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ НА ОСНОВЕ МЕЖУЗЕЛЬНОЙ ТЕОРИИ

Сафонова Е.В., Кончаков Р.А., Митрофанов Ю.П., Хоник В.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия
fizmatfmo@mail.ru

Согласно межузельной теории (МТ) [1], плавление происходит вследствие возникновения сдвиговой неустойчивости кристаллической решетки, обусловленной термоактивируемым ростом концентрации межузельных гантелей, являющихся термодинамически равновесными дефектами.

Согласно основному уравнению МТ относительное изменение модуля сдвига может быть определено как $\frac{\Delta G}{G} = \beta \cdot c$ [3], где β – безразмерная «сдвиговая восприимчивость», оцениваемая как β ≈ 25 [1,2] и c – концентрация межузельных дефектов.

На основе экспериментальных данных по измерению модуля сдвига кристалла алюминия (полученных методом электромагнитно-акустического преобразования [4]) произведен расчет температурной зависимости концентрации межузельных дефектов (рис.1).

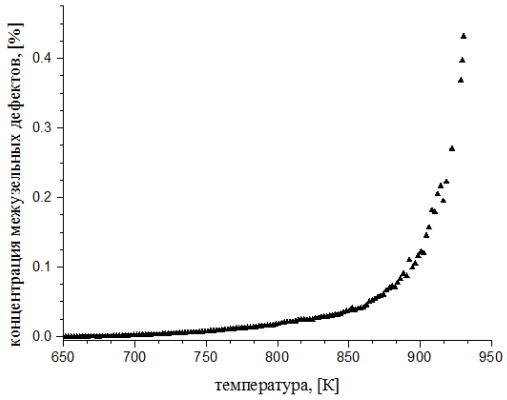


Рис.1. Температурная зависимость концентрации межузельных дефектов.

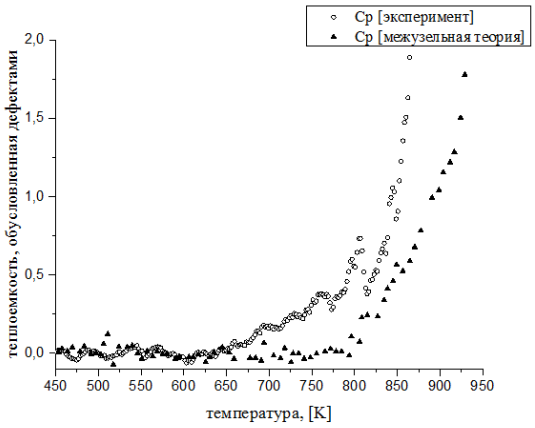


Рис.2. Вклад в теплоемкость, обусловленный межузельными дефектами

Проведен анализ литературных данных молярной теплоемкости алюминия [5], в результате которого выделен вклад в теплоемкость, обусловленный генерацией дефектов и в рамках межузельной теории рассчитан вклад в теплоемкость, обусловленный дефектами типа межузельных гантелей (рис.2). Видно, что основной вклад в предплавильный рост теплоемкости дают межузельные гантели, что находится в полном соответствии с межузельной теорией.

1. A.V. Granato. Phys. Rev. Lett. 68, 974 (1992).
2. S.V. Khonik, A.V. Granato, D.M. Joncich, A. Pompe, V.A. Khonik. Phys. Rev. Lett. 100, 065 501 (2008).
3. C.A, Gordon, A.V. Granato Mater Science and Engineering, 2004, A 370, p. 83-87.
4. Васильев А.Н., Гайдуков Ю.П., Каганов М.И., Попова Е.А., Фикс В.Б. Трасформация электромагнитной энергии в звуковую электронами проводимости в металлах в магнитном поле (нормальный скин-эффект) // Физика низких температур. – 1989. – Т. 15. – С. 160–167.
5. Kramer W., Nolting J. Anomale spezifische warmen und fehlordnung der metalle indium, zinn, blei, zinh antimon und aluminium // Acta Metall 1972, v.20, p. 1353.

ТРЕХМЕРНАЯ МОДЕЛЬ МЕДЛЕННОГО РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ДЛЯ ЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА ЭИ961Ш И ЕЁ ОБЪЕМНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Молявко Д.П.

ОАО НПП «Салют», Самара, Россия
darenok@inbox.ru

Кинетическая диаграмма роста усталостной трещины (КДРУТ) является основной критериальной зависимостью механики разрушения, когда управление ростом трещины не обеспечивает полной безопасности машин особенно в сложных условиях эксплуатации их деталей. В этой связи актуальной является кинетическая диаграмма медленного роста усталостной трещины (КдмРУТ), построение которой осуществляется по методике Кольцуна Ю.И. Однако, двухмерная зависимость скорости роста трещины от коэффициента интенсивности напряжений не позволяет максимально полно оценивать условия перехода от медленного роста усталостной трещины, когда возможно управление и её скоростью, и направлением, к устойчивому росту, когда наличие таких трещин не допускается техническими условиями эксплуатации детали. На рис.1 изображен КдмРУТ сплава ЭИ961Ш в трехмерной системе координат с учетом количества циклов многоцикловой усталости *N*.

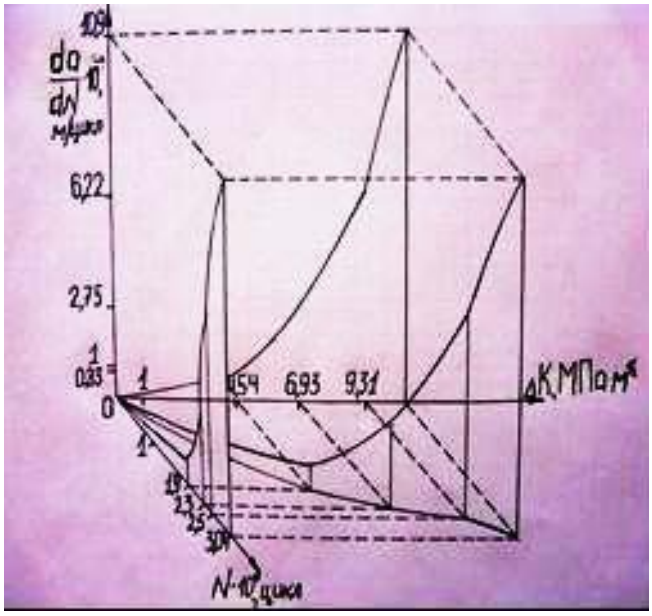


Рис. 1. Пространственная модель КдмРУТ для сплава ЭИ961Ш

Как видно из рисунка, на пространственной КДмРУТ можно обозначить множество точек, проекции которых на фронтальную, боковую и горизонтальные плоскости дадут прямоугольные неравновеликие площади, отстоящие друг от друга на значения числа циклов нагружения *N*, величину которых можно брать постоянной. В то же время, величины *ΔN* можно брать переменными в зависимости от того, насколько максимально информационно ёмко требуется получить объем, ограниченный пространственной кривой модели КДмРУТ.

Объем внутренней работы КИН определяет максимальный объем, накопленной энергии, которую может аккумулировать материал детали с медленнорастущей усталостной трещиной перед выходом скорости роста трещины на уровень её устойчивого развития 10^{-4} мм/цикл. Треугольная площадь под секущей линией на фронтальной плоскости определяет граничную величину между низкой степенью интенсивности медленного роста усталостной трещины и высокой. Это означает, что вычисление данного объёма для любого материала всегда целесообразно для оценки накопления пограничных величин энергии, необходимой для продвижения усталостной трещины при любом количестве циклов *N* многоцикловой усталости.

АНАЛИЗ ПРОЦЕДУРЫ ИНТЕГРИРОВАНИЯ ПОЛИНОМА 4-ГО ПОРЯДКА, ОПИСЫВАЮЩЕГО КДмРУТ КАК ФРОНТАЛЬНУЮ ПРОЕКЦИЮ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ КРИВОЙ

Молявко Д.П.

ОАО НПП «Салют», Самара, Россия
darenok@inbox.ru

Проекция пространственной модели кинетической диаграммы медленного роста усталостной трещины (КДмРУТ) на фронтальную плоскость *YOX* при максимальных значениях коэффициента интенсивности напряжений по оси *OX* и скорости роста трещины по оси *OY* в зависимости от количества циклов по оси *OZ* является плоской кривой, которая описывается полиномом четвертой степени. Очевидно, что интегрирование функции *Y* по аргументу *X* в заданных пределах определяет площадь, ограниченную кривой КДмРУТ. Физический смысл этой площади на сегодняшний день не определён. В этой связи выполним анализ, соответствующий математическим выводам и физическим процессам, что позволит избирательно подойти к формулировке физического смысла площади, ограниченной плоской кривой, описывающей КдмРУТ.

С одной стороны площадь, ограниченная кривой функции *Y(X)* — есть произведение фактора подобия внутреннего параметра коэффициента интенсивности напряжений $K(\sigma)$ на глубину усталостной трещины a, с другой — есть частное от деления фактора подобия внешнего параметра коэффициента интенсивности напряжений *K(F)* на квадрат диаметра поперечного сечения d^2, умноженного на $\pi/4$. И в том, и в другом случае имеется дело с энергией, накопленной перед дальнейшим продвижением усталостной трещины. То есть размерность интеграла определяется двойной — внутренней и внешней — формулировкой одного процесса в материале. Иначе можно сказать, что процесс трещинообразования обладает двойственностью и сопровождается взаимно «перекрещивающимися» связями внутренних и внешних факторов.

Функция, описывающая КДмРУТ, определяет состояние усталостной трещины в окрестности её устья. В этой связи актуальна суть физического смысла процедуры интегрирования заданной функции, размерность которой определяется произведением коэффициента интенсивности напряжений, как внутреннего фактора трещинообразования, на глубину трещины a, как внешнего фактора, определяющего физически два берега одной трещины. Однако, глубина трещины a в большой степени объясняется внутренними процессами, происходящими в окрестности устья трещины, которые также определяются соответствующими параметрами. Тогда, на уровне внутренних процессов, произведение $K(\sigma)\cdot a$ будет определять условно «внутреннюю работу» коэффициента интенсивности напряжений. Эти процессы неразрывно связанны с потоком энергии, приходящейся на продвижение трещины на данном цикле нагружения многоцикловой усталости. Таким образом, физический смысл определенного интеграла функции, описывающей КДмРУТ, представляет собой предельное состояние условной «внутренней работы» коэффициента интенсивности напряжений $K(\sigma)$ в интервале докритической глубины трещины a за данный цикл нагружения N, характеризующее переход от медленного роста скорости усталостной трещины к скорости интенсивного устойчивого роста.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУПЕРФЕРРИТНЫХ И АУСТЕНИТО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ С ПРИМЕСЯМИ ОЛОВА

Ананьин А. Н., Березовская В. В.

УрФУ, г. Екатеринбург
alexxey007@mail.ru

На сегодняшний день переработка металлических изделий имеет большое экономическое и экологическое значение. При такой операции в конечную заготовку попадает много примесей, в том числе и олово. Чтобы грамотно применять такие стали, особенно ответственного назначения, необходимо учитывать влияние примесей.

Цель работы – исследование влияния олова на механические свойства коррозионностойких сталей двух классов разной системы легирования на воздухе и в коррозионной среде. В качестве материала исследования использован горячекатанный листовой прокат сталей ферритного и аустенито-мартенситного классов с примесями олова до 0,4 % после отжига 780 °С и закалки от 1050°С в воде, соответственно.

В данной работе были проведены испытания на растяжение плоских образцов (ГОСТ 11701-84) в среде воздуха и в коррозионной среде 3,5%–NaCl. Использована испытательная машина Tinius Olsen H50KS с максимальным усилием 50 кН и программным обеспечением Horizon. Скорость растяжения при испытаниях составила 0,15 мм/мин.

На примере ферритной стали 006Х16 показаны в сравнении кривые растяжения на воздухе и в коррозионной среде. Фрактографические исследования показали, что механизм разрушения сталей вязкий в обеих средах. Следует отметить, что характер кривых остальных сталей этого класса был аналогичным. По результатам проведенных испытаний было показано, что в ферритных сталях при испытании на воздухе временное сопротивление и условный предел текучести повышаются с увеличением содержания олова, что связано с блокировкой дислокаций примесями олова. В коррозионной среде прочность сталей оказалась более низкой, а пластичность более высокой, чем при испытаниях на воздухе, что обусловлено растворением примесей.

Характер кривых растяжения аустенито-мартенситных сталей практически не зависел от среды испытания. Это подтверждается фрактографическими исследованиями, показавшими, что характер разрушения сталей был вязким, обусловленным TRIP-эффектом. Можно также отметить, что существенного влияния олова на условный предел текучести и относительное удлинение не наблюдалось. В то же время, временное сопротивление и твердость изменялось немонотонно с минимумом при 0,08% олова, оставаясь при этом ниже значений этих характеристик, полученных при испытании на воздухе.

В работе показано, что олово при содержании до 0,4% в суперферритных сталях повышает прочностные характеристики в среднем на 20%, при этом пластичность практически не изменялась. Влияние коррозионной среды проявляется в снижении прочностных характеристик на 15% и повышении пластичности на 15%. В Аустенито-мартенситных сталях, влияние олова (до 0,15%) практически не наблюдалось (2%).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КАЧЕСТВА ТРУБ КЛАССА ПРОЧНОСТИ «Д» ОТЕЧЕСТВЕННОГО И ЗАРУБЕЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Пугачева Т.М., Суслина А.А.

Самарский Государственный Технический Университет, г.Самара, Россия,
feelya93@mail.ru

Из двух ниппельных частей обсадных труб, отечественного и зарубежного производства, класса прочности «Д», были изготовлены образцы для определения химического состава металла, испытаний на одноосное растяжение, ударную вязкость, твёрдость, а также металлографических исследований структуры.

Химический состав стали определяли методом спектрального анализа на атомно-эмиссионных спектрометрах с индуктивно связанной плазмой iCAP 6500 и SA−2000 в соответствии с ГОСТ 18895-97.

Испытания на растяжение проводили на разрывной машине Р−10М−авто на образцах с продольным расположением волокна в соответствии с ГОСТ 10006.

Испытания на ударную вязкость производили на образцах Шарпи с V−образным надрезом, на маятниковом копре МК−3 в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Анализ загрязнённости стали неметаллическими включениями проводили на нетравленых микрошлифах с продольным расположением волокна, на оптическом микроскопе «Leitz» MM6 (Германия) в соответствии с ГОСТ 1778-80.

Анализ микроструктуры металла выполняли на том же оптическом микроскопа на микрошлифах с поперечным расположением волокна.

В результате исследования установили, что трубы зарубежного и отечественного поставщиков соответствуют требованиям по механическим свойствам (таблица 1).

Таблица 1. **Результаты исследования механических свойств труб отечественного и зарубежного производства**

Объект	На одноосное растяжение			Ударная вязкость $KCV^{+20°C}$, Дж/см^2
	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относит. удлинение, δ, %	
Труба отечественного производства	723,5	404,0	25,3	36,3
Труба зарубежного производства	730,0	406,9	21,5	57,1
ГОСТ 633-80	≥655	379-552	≥14,3	-

Материал обеих труб не противоречит требованиям ГОСТ 633-80.

Микроструктура имеет высокую чистоту по неметаллическим включениям и идентичный фазовый состав, что соответствует ГОСТ 633-80.

Таким образом, трубы, как отечественного, так и зарубежного поставщиков, должны обеспечить надежную работу при эксплуатации.

Список литературы

1. ГОСТ 633-80
2. API 5CT

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg

Баранникова С.А.[1,2], Бочкарёва А.В.[1,3], Лунёв А.Г.[1,3], Горбатенко В.В.[1], Зуев Л.Б.[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
[2]НИ Томский государственный университет, Томск,
[3]НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
bsa@ispms.tsc.ru, avb@ispms.tsc.ru, agl@ispms.tsc.ru, gvv@ispms.tsc.ru

Явление прерывистой текучести, характерное для дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов обычно связывают с образованием и развитием системы мезоскопических шеек на поверхности деформируемых образцов [1]. Сплавы с высокой концентрацией легирующих элементов, к которым относят сплавы системы Al-Cu-Mg, при условии существования в агрессивных средах, подвержены коррозионному растрескиванию. Причиной такого растрескивания, в том числе, может служить водород (Н).

В настоящей работе проведены исследования по влиянию Н в результате электролитического насыщения на локализацию пластической деформации сплава Д1 после искусственного старения, а также подвергнутого электролитическому наводороживанию в течение 100 часов в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом потенциале в 1N растворе H_2SO_4 с добавлением тиомочевины [2]. Механические испытания образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 50×10×2 мм проводились при 300 К по схеме одноосного растяжения со скоростью растяжения $6{,}67\times10^{-5}$ $с^{-1}$ на испытательной машине LFM-125, снабженной для изучения макролокализации деформации автоматизированным лазерным измерительным комплексом для анализа цифровых спекл-изображений (ALMEC-tv).

Насыщение водородом образцов сплава Д1 изменяет деформационное поведение, снижая прочность и пластичность. Разрушение происходит без образования макроскопической шейки. Понижение пластичности и переход к межзеренному разрушению в результате электролитического насыщения Н связан с разрушением по электрохимическому механизму.

Анализ цифровых спекл-изображений позволил наблюдать в момент резкого спада напряжения на диаграмме нагружения зарождение одиночных фронтов локализованной деформации, подобных полосам Чернова-Людерса, и их перемещение во всем интервале деформаций. Наличие дефектов на поверхности наводороженных образцов в результате расслаивающей коррозии не явилось препятствием для распространения фронтов локализованной деформации.

Установлено, что водород оказывает влияние на количественные характеристики распространяющихся фронтов деформации, а именно увеличивает скорость полос локализации пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 14-08-31310 мол_а)

1. Данилов В.И., Бочкарёва А.В., Зуев Л.Б. Макролокализация деформации в материале с прерывистой текучестью // Физика металлов и металловедение. – 2009. – № 6. – Т. 107. – С. 660–667.
2. Баранникова С. А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б. О локализации пластической деформации растяжения монокристаллов аустенитной стали, электролитически насыщенных водородом // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37. – №. 17. – С. 9 – 17.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТОК И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

Наркевич Н.А., Шулепов И.А.*, Власов И.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, сия, natnark@list.ru

** Томский политехнический университет Томск, Россия,* shulepovia@tpu.ru

Высоким деформационным упрочнением обладают аустенитные хромомарганцевые азотистые стали с низкой ЭДУ. Диспергирование структуры в них при деформационных поверхностных обработках и формирование микронапряжений кристаллической решетки являются откликом структуры на силовое воздействие и влияют на механические свойства.

В работе исследовано напряженное состояние, формирующееся в результате проведения ультразвуковой ковки (УЗК) и фрикционной обработки (ФО) поверхности, а также их влияние на механические свойства азотистой стали.

Сталь 07Х17А0,53Г18 после закалки от 1100^0С имеет аустенитную структуру. Нормальная нагрузка на деформирующий инструмент при УЗК и ФО P = 70Н.

Основным механизмом деформации исследуемой стали является двойникование. Упрочненный поверхностный слой после УЗК имеет большую толщину и более однородную структуру, чем после ФО, но микротвердость его меньше. После обеих обработок в поверхностном слое азотистой стали микродеформации II рода практически отсутствуют и увеличение ширины дифракционных максимумов является следствием диспергирования структуры: величина ОКР после УЗК составляет 60 нм, а после ФО 30 нм. По соотношению интенсивностей дифракции в исходном состоянии и после ФО установлено, что с увеличением угла 2θ интенсивность дифракционных максимумов снижается, что свидетельствует о формировании микронапряжений III рода. Максимальная величина статических искажений U^{-2} = 0,002 нм^2 наблюдается для плоскостей (200) и (220). После УЗК отмечено формирование текстуры в направлении, совпадающем с нормалью к обрабатываемой поверхности, рассеянной около полюса <111>. Данные рентгенографического исследования подтверждают это наблюдение, так как интенсивность дифракции от (111) и (222) после УЗК возрастает по сравнению с исходным состоянием. Остаточные напряжения I рода в направлении вдоль нормали к обрабатываемой поверхности после УЗК и ФО имеют противоположные знаки. После УЗК решетка аустенита в направлении, нормальном поверхности, деформирована растяжением, а после ФО, наоборот – сжатием. При механических испытаниях растяжением в образцах, поверхность которых обработана УЗК, остаточные напряжения тангенциального направления и внешние приложенные имеют противоположные знаки, что способствует повышению на ~30%. предела текучести. Тангенциально направленные остаточные растягивающие напряжения после ФО, наоборот, при испытаниях усиливаются, и повышения прочностных свойств нет.

Выводы: Наряду с измельчением структуры при УЗК формируется текстура и благоприятное распределение остаточных микронапряжений I рода, повышающему предел текучести. При ФО достигается большее увеличение дисперсности структуры и микротвердости, чем при УЗК, формируются микронапряжения III рода. Остаточные микронапряжения I рода ориентированы неблагоприятно, что снижает как прочностные свойства исследуемой стали, так и ее пластичность.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ

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

[1] *ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,* tabat@imp.uran.ru
[2] *МГТУ им. Баумана, Москва, Россия,* plokhikh@bmstu.ru

Комплекс высоких механических свойств низкоуглеродистых легированных сталей обеспечивается благодаря образованию фрагментированной структуры. Для упрочнения низкоуглеродистых легированных сталей в последнее время получили широкое распространение способы обработки, использующие сочетание деформации и фазового превращения, например, термомеханическая обработка, которая требует сложного специального оборудования – прокатных станов и установок контролируемого охлаждения. В связи с этим изыскание других способов создания фрагментированной структуры является актуальным. Целью настоящего исследования являлось определение закономерностей формирования такой структуры в низкоуглеродистых легированных мартенситных сталях при теплой пластической деформации, проведенной при температуре ниже и выше температуры фазового α→γ-превращения.

В качестве объектов исследования были выбраны стали мартенситного класса марок ВКС-7 (16Х2Н3МФАБ-Ш) и ВКС-10 (13Х3Н3М2ВФБ-Ш). Исходные заготовки были подвергнуты предварительной нормализации при температуре 940ºС с отпуском при 660ºС, 3 ч. Пластическая деформация исследуемых сталей проводилась при температурах 600ºС и 700ºС в α-состоянии (структура отпущенный мартенсит), а также температуре 800ºС в γ-состоянии (аустенит). Степень деформации составляла при осадке 50 и 60%, а при прокатке 40, 60 и 80%.

Показано, что образование фрагментированной структуры в легированных низкоуглеродистых сталях ВКС-7 и ВКС-10 мартенситного класса при теплой деформации в α-состоянии связано с развитием структурных превращений, сопутствующих деформации, – растворение и выделение карбидных фаз, сток дислокаций на высокоугловые границы реек, полигонизация и рекристаллизация.

Прокатка сталей ВКС-7 и ВКС-10 в α – состоянии (при 600ºС со степенью деформации 40%) не приводит к созданию фрагментированной структуры, в мартенсите сохраняются рейки, поделенные на ячейки. При увеличении степени деформации до 60% образуются отдельные фрагменты с высокоугловыми границами. Деформация прокаткой со степенью 80% увеличивает долю фрагментированной структуры, однако также способствует коалесценции субзерен близкой ориентации, приводящей к образованию крупных фрагментов α-фазы. Увеличение температуры прокатки до 700ºС и степени деформации до 80% вызывает эффективную фрагментацию структуры стали ВКС-7, однако в более легированной стали ВКС-10 сохраняются признаки реечного строения.

Изменение схемы деформации стали ВКС-7 с прокатки на всестороннюю осадку при 600ºС со степенью 50% вызывает рекристаллизацию α-фазы с образованием высокой доли ультрамелкозернистой структуры (0,2 – 2,5 мкм). В ВКС-10 подобные явления происходят при более высокой температуре теплой осадки, 700ºС.

Установлено, что теплая деформация сталей в аустенитном или двухфазном α+γ – состоянии при температуре 800ºС приводит получению структуры бейнита с развитым субзеренным строением и высокой плотностью дислокаций.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-03-31455_мол_а.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ

Плохих А.И., Власова Д.В.

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ
plokhikh@bmstu.ru

Как показывает практика, весьма эффективным при создании перспективных образцов техники, является использовании материалов, характерной особенностью которых является наличие ориентированной структуры. К числу таких материалов можно отнести конструкционные металлические материалы, получаемые горячей пакетной прокаткой многослойных композитных заготовок. Строение таких материалов, может состоять из сотен и тысяч слоев, при этом в пределах одного слоя, структуру можно характеризовать, как бамбуковую. Синтез подобных материалов является задачей достаточно сложной. Требуется учет многих факторов, которые оказывают влияние на процесс формирования многослойной структуры на стадии горячей прокатки. В первую очередь межслойную диффузию легирующих элементов и, как следствие, изменение устойчивости аустенита в условиях горячей деформации.

Исследование свойств образцов композиций показало, что благодаря формированию многослойной структуры формируется весьма необычное сочетание характеристик прочности, пластичности и вязкости разрушения (табл. 1). Можно видеть, что полученная структура состоит, судя по значениям модуля упругости, из текстурированных слоев, которая формируется непосредственно в процессе первого технологического цикла и впоследствии наследуется на втором. Характерным является то, что незначительное повышение предела прочности, сопровождается резким падением характеристик пластичности с одновременным ростом ударной вязкости.

Таблица 1. **Механические свойства образцов исследованных композиций исходное состояние: прокатка при 1000 °С**

Состав многослойного образца		E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	НВ	KCV, Дж/см^2
08Х18+08Х18Н10	100 слоев	160	520	780	7,0	43	180	160
	2000 слоев	170	660	800	4,5	48	370	250*
У8+08Х18Н10	100 слоев	150	560	960	7,0	44	110	75
	2000 слоев	180	880	1470	4,0	18	450	225*
40Х13+08Х18Н10	100 слоев	150	970	1250	3,5	28	260	55
	2000 слоев	180	860	1280	1,0	16	440	245*

*) ударные образцы не разрушены

Объяснить такое поведение это можно в том случае, если принять, что разрушение образца происходит по известному механизму образования «внутренних шеек», которое лимитируется толщиной поперечного сечения слоя. При этом, судя по результатам исследования, чем тоньше слои в материале, тем меньшие значения относительного удлинения и сужения, в целом всего образца, можно ожидать.

ИЗУЧЕНИЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ СТ3 МЕТОДОМ КЦИ

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

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

Процесс усталости исследовали с помощью метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) в условиях многоцикловой усталости ($\sigma = 41 \pm 41$ МПа, $N_\Sigma = 67030$). Сварное соединение изготавливали встык из пластин стали Ст3 толщиной 1 мм, размер рабочей части образцов – 32×4×0,4 мм. Изображения поверхности материала от микроскопа (×50) регистрировали с перекрытием цифровой камерой и сохраняли на жесткий диск компьютера.

Первая стадия (деформационного упрочнения, $0 \le \lambda \le 0,25$; $\lambda = N / N_\Sigma$) связана с развитием фронтов локализованной пластической деформации, которые преобладают в области основного металла (ОМ) (рис. 1,*а*). При этом внешний вид поверхности отражает действие систем кристаллографических сдвигов.

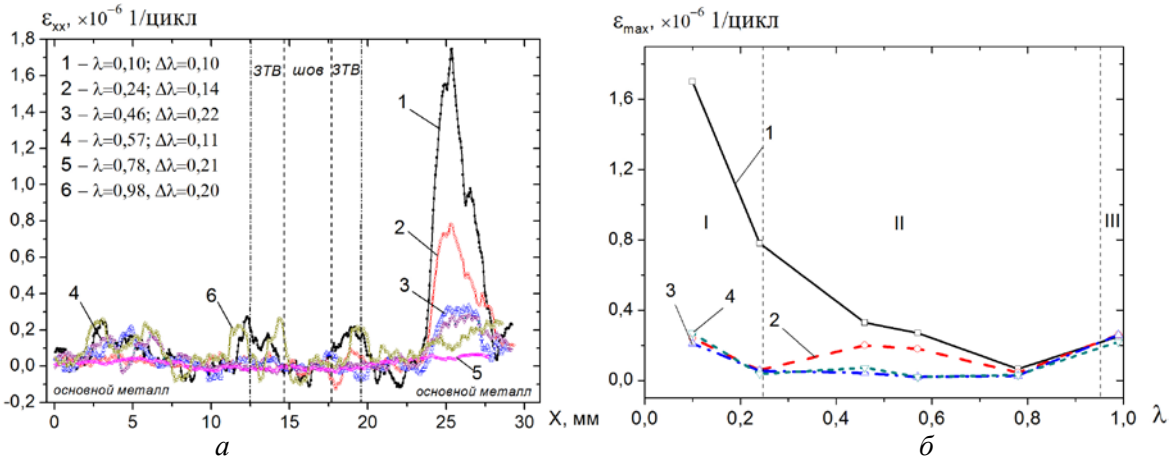


Рис. 1. Развитие средней (*а*) и максимальной (*б*) деформации в области ОМ (1, 2), в ЗТВ (3, 4) слева (2, 4) и справа (1, 3) от шва от циклического отношения λ

В области ЗТВ в пределах данной стадии скорость деформации примерно на порядок выше, чем в области шва, и может принимать отрицательные значения вследствие влияния остаточных сжимающих напряжений.

Вторая стадия ($0,25 < \lambda \le 0,95$) – стадия накопления усталостных повреждений и формирования усталостной трещины. Процессы пластического течения в разных областях постепенно выравниваются, а наибольшая скорость деформации наблюдается в области основного металла. Несмотря на сравнительно низкую скорость деформации в области шва и ЗТВ, именно здесь, как правило, на границах ″ОМ-ЗТВ″ или ″ЗТВ-шов″ происходит формирование усталостной трещины.

Третья стадия ($0,85 < \lambda \le 1$) самая короткая. Скорость трещины очень высока, а её берега раскрываются по схеме нормального отрыва. Перед вершиной трещины часто наблюдается вихревой тип течения, а при удалении от вершины преобладает сдвиговой тип.

Зависимость удельных значений деформации от циклического отношения (рис. 1,*б*) позволяет выявить границы стадий, а также оценивать текущее механическое состояние сварных соединений в условиях многоцикловой усталости.

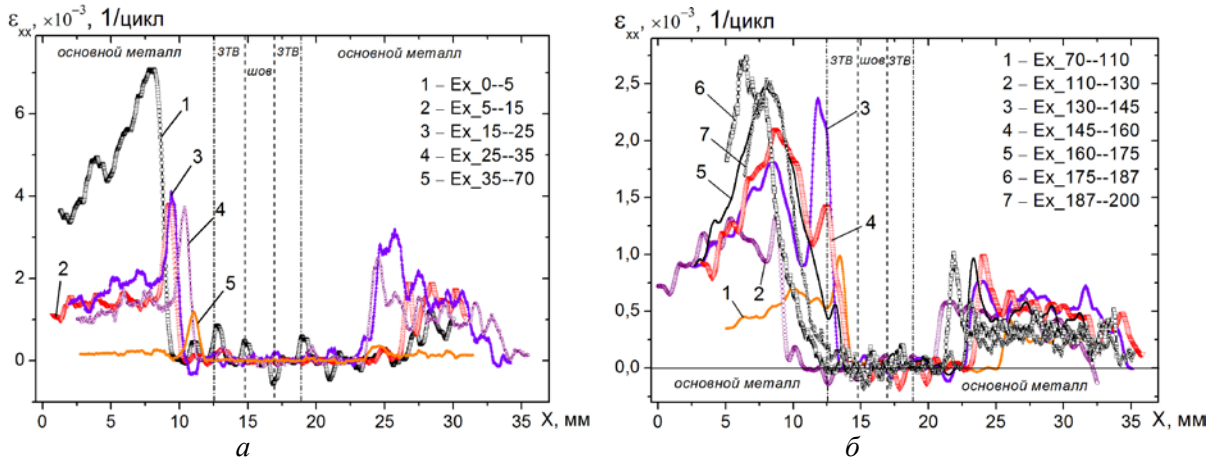
ПОВТОРНО-СТАТИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ СТ3, ИССЛЕДОВАННАЯ МЕТОДОМ КЦИ

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

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

Изучение механизмов пластического течения проводили методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) в условиях повторно-статической усталости по схеме циклического растяжения ($\sigma = 70 \pm 70$ МПа, $N_{\Sigma} = 245$). Сварное соединение изготавливали встык из пластин стали Ст3 толщиной 1 мм. Размер рабочей части образцов составлял 32×4×0,4 мм. Изображения поверхности материала от микроскопа Axiovert 25CA (×50) регистрировали цифровой камерой Infinity 1M (1280×1024 пикселей, 8 разрядов) и сохраняли на жесткий диск компьютера.

На стадии деформационного упрочнения (стадия I, $0 \le \lambda \le 0,25$) деформация преобладает в области основного металла (ОМ) (рис. 1,*а*). Она имеет неоднородный характер и развивается как в виде полос Чернова-Людерса, так и мезополос. Вблизи границ раздела ″ОМ-ЗТВ″ регистрируются фронты деформации, что обусловлено тем, что сварной шов всегда является концентратором напряжений. Эти фронты со временем постепенно смещаются от основного металла к шву.



а *б*

Рис. 1. Развитие деформации на первой (*а*) и второй (*б*) стадиях

В шве скорость деформации приблизительно на порядок ниже и имеет знакопеременный характер, что обусловлено действием остаточных сжимающих напряжений.

Вторая стадия ($0,25 < \lambda \le 0,85$) – стадия накопления усталостных повреждений. Процесс ещё не стал установившимся, поэтому положение максимумов постоянно изменяется и данную стадию можно также назвать стадией ″бегающей шейки″. Смещение координат экстремума ″бегающей шейки″ в целом постепенно уменьшается, а скорость деформации возрастает.

Последняя стадия ($0,85 < \lambda \le 1$) связана с формированием и развитием локализованной шейки в ОМ. На последних циклах растяжения доминирующий сдвиг инициирует зарождение трещины, которая приводит к разрушению.

Типичный для циклической ползучести U-образный характер скорости деформации от циклического отношения соблюдается лишь для деформации, развивающейся в области, где сформировалась локализованная ″шейка″.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОГО ABC-ПРЕССОВАНИЯ

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

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

Представлены экспериментальные данные о влиянии трансформации зёренной структуры никелида титана (50,2 ат.% Ni) от крупнозернистой до микро- и субмикрокристаллической в результате тёплого abc-прессования (при 723К) с истинной деформацией до e = 8,4 на функциональные свойства (проявления эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности) при кручении образцов. Показано, что в прокованных образцах реализуется последовательность мартенситных превращений (МП) B2→R→B19′ (B2 – исходная кубическая фаза, R и B19′ – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурами, соответственно), а температуры этих МП не зависят от заданной при abc-прессовании деформации. На образцах с различной зёренно-субзёренной структурой, полученной при abc-прессовании, в изотермических (295К) циклах «нагружение-разгрузка» изучены проявления сверхэластичности, $\gamma_{св.}$, а при последующих нагревах разгруженных образцов выявлены ЭПФ, $\gamma_{ЭПФ}$, и величина накопленной пластической деформации, $\gamma_{гр}$.

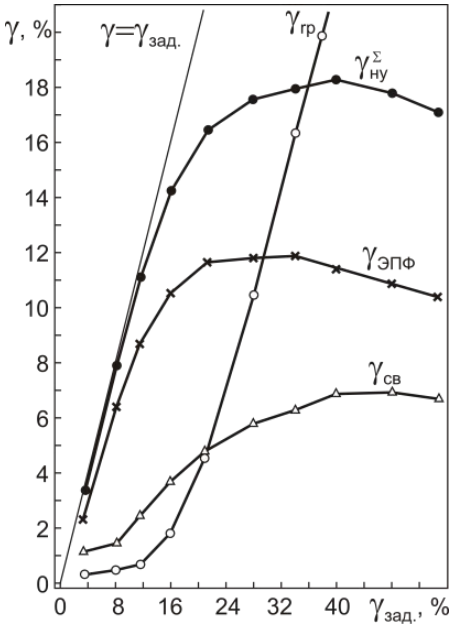


Рис. 1. Зависимости $\gamma_{св.}$, $\gamma_{ЭПФ}$, $\gamma_{ну}^{\Sigma}$ и $\gamma_{гр}$ от заданной деформации кручения при 296К для образца после прессования с e = 8,4.

Зависимости $\gamma_{св.}$, $\gamma_{ЭПФ}$, суммарной неупругой деформации ($\gamma_{ну}^{\Sigma}=\gamma_{св.}+\gamma_{ЭПФ}$) и $\gamma_{гр}$ от величины заданной деформации кручения, $\gamma_{зад.}$, для всех образцов качественно подобны приведенным на рис. 1. При этом обнаружено, что суммарная неупругая деформация при увеличении заданной деформации кручения изменяется с максимумом, а её величина достигает 16-18% при $\gamma_{зад.}$ от 27 до 48% (в зависимости от величины деформации образцов при abc-прессовании).

Используя представления об эквивалентности деформаций кручения и растяжения (по Мизесу), показано, что кристаллографический ресурс неупругой деформации (КРНД) достигается в этих образцах при величине $\gamma_{зад.}$ от 17 до 25% в условиях развития пластической деформации (6–13%). При более высоких значениях $\gamma_{зад.}$ величина обратимой неупругой деформации заметно превышает КРНД (на 2,5–5%) и достигает 14-16,5%.

Проведено сравнение полученных результатов с опубликованными ранее данными о проявлении аномально высоких неупругих деформаций в сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489) и Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.).

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТКАНЕЙ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Зайцев Д.В., Панфилов П.Е.

Уральский Федеральный университет, Екатеринбург, Россия
dmitry.zaytsev@urfu.ru

Эмаль и дентин составляют твердую основу зуба человека. Они обладают высокими прочностными свойствами, что обусловлено их многоуровневой иерархической структурой. Твердые ткани зубов состоят из неорганической и органической фазы, которые образуют их уникальную архитектуру. Дентин является одновременно высоко упругим и пластичным материалом с достаточно высокой прочностью, тогда как эмаль при сопоставимой прочности и высокой твердости способна к значительной упругой деформации при сжатии. При этом эти твердые ткани могут эффективно подавлять рост трещин. Понимание взаимосвязи между их микроструктурой и прочностными свойствами позволит определить механизмы ответственные за их деформацию и разрушение. Для этого необходимо детально изучить прочностные свойства дентина и эмали при разных схемах нагружения и аттестовать их микроструктуру в исходном и деформированном состоянии на всех масштабных уровнях. Данная информация может послужить научной основой для разработки новых материалов обладающих высокими эксплуатационными свойствами.

Известно, что при температуре жидкого азота органические материалы теряют свою способность к пластической деформации. Испытания твердых тканей зубов в жидком азоте позволило определить вклад органической фазы в их пластичность. Было получено, что пластичность дентина складывается, как за счет органической фазы, так и за счет пористости межтрубочкового дентина. Причем, при растяжении, основной вклад вносит органическая фаза, а при сжатии пористость. Подавление роста трещины в дентине происходит за счет его способности к высокой пластичности. Поэтому, в жидком азоте дентин разрушается, как хрупкий материал при растяжении, тогда как его деформационное поведение не изменяется при сжатии. Деформационное поведение эмали практически не изменилось с понижением температуры, что связано с низким содержанием в ней органики. Анализ поверхностей изломов при растяжении при комнатной температуре и температуре жидкого азота показало, что основным механизмом, препятствующим росту трещины в эмали, является образование мостов из эмалевых стержней на их переплетениях, тогда как вклад органической фазы при образовании перемычек между краями трещины незначителен. При сжатии органическая фаза обеспечивает сдвиг между эмалевыми стержнями, но несмотря на это эмаль не способна к пластической деформации. Необратимые деформации в эмали, могут происходить, только при изгибе твердых эмалевых стержней.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-31691 мол_а

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ ВДОЛЬ ГРАНИЦЫ СВОБОДНОГО УПРУГОГО ДВОЙНИКА

Бойцова М.В., Федоров В.А., Косарева Л.А.

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

Особый интерес представляет область растягивающих напряжений σ_{xx}, действующих вдоль границы упругого двойника в кристаллах кальцита. Именно в этой области, как показывает эксперимент, вскрывается трещина [1].

Используя известные выражения для компонент тензора напряжений, вызывающих деформацию растяжения создаваемых одиночной дислокацией, можно суммированием по всем дислокациям в границе двойника рассчитать напряжения растяжения σ_{xx} в любой точке в окрестности двойника.

Результаты расчета представлены на рис. 1. Здесь приведено изменение напряжений σ_{xx} вдоль двойника на различных расстояниях от плоскости его залегания.

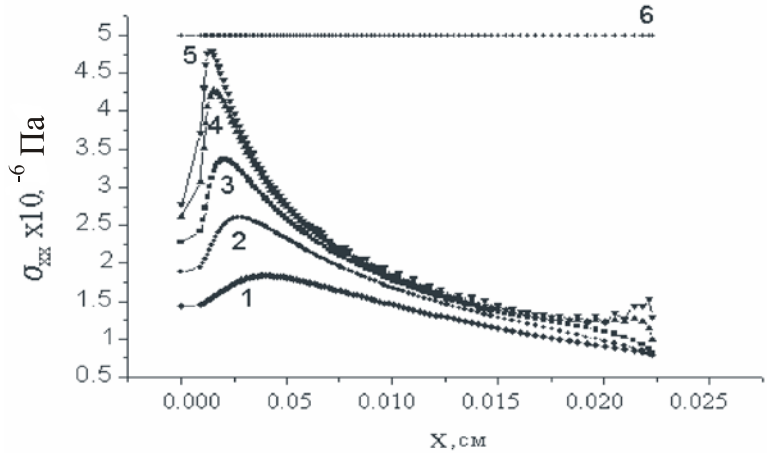


Рис. 1. Распределение растягивающих напряжений σ_{xx} вдоль границы двойника при удалении от нее на расстояние (в долях от длины двойника). 1 – 0,2; 2 – 0,1; 3 – 0,05; 4 – 0,02; 5 – 0,01; 6 – распределение дислокаций вдоль двойника, n=100.

Из анализа распределения напряжений σ_{xx} видно, что максимум растягивающих напряжений смещен к хвостовой части двойника, причем сам максимум является “плавающим”. Из этого можно предположить, что трещины могут образовываться на границе двойника в зоне с максимальной плотностью дислокаций и далее распространяться по плоскости спайности. И, если допустить, что трещина далее распространяется в области максимальных растягивающих напряжений, вероятно, что они будут появляться не в головной, а ближе к хвостовой части двойника. Именно в этой области и наблюдаются трещины на границе свободного упругого двойника. Причем, с увеличением числа дислокаций в границе двойника прослеживается тенденция смещения максимума σ_{xx} в сторону вершины. В упругом двойнике, наблюдаемом в эксперименте, число двойникующих дислокаций в границе ~ 10^4. По-видимому, при таком их числе положение максимума σ_{xx} находится на ~ 1/3 длины двойника от его хвостовой части, а сама величина σ_{xx} достаточна для вскрытия зародыша трещины по плоскости спайности.

1. Тялин Ю.И., Тялина В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А., Федоров В.А. Термоактивированное зарождение трещин в вершине пересекающихся скоплений // Вестник Тамбовского государственного университета (Труды III международной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений»). Тамбов.2003.Т. 8. Вып.4. С. 770-771.

ДВОЙНИКОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Бойцова М.В., Федоров В.А.

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

В экспериментах исследовались пластины *GaAs* толщиной d = 0,95 мм. Термическое воздействие на кристаллы осуществляли в электропечи *SNOL* 8,2/1100, при температуре 1000 ºС, в течение 1–30 мин. Индентирование производилось на микротвердомере ПМТ–3 с нагрузкой 1 Н по плоскости {111}.

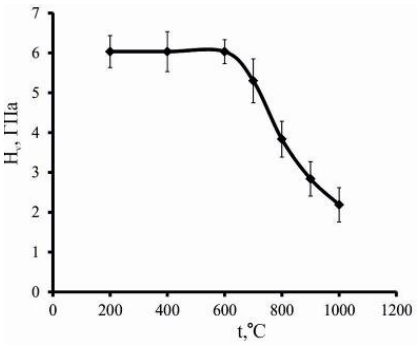
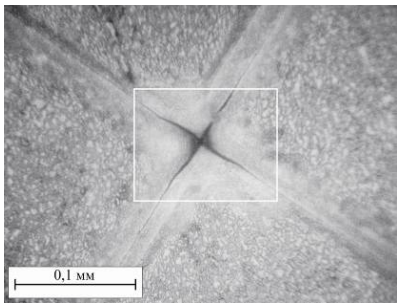
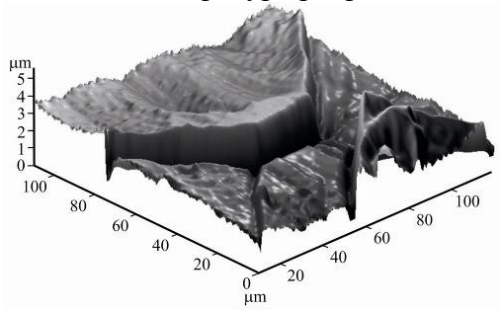


Рис. 1. Зависимость средней микротвердости (H_v) образцов *GaAs* от температуры (t) отжига (в течение 5 мин).

Микротвердость чистых образцов составляет ~ 6 ГПа. В результате отжига при $t \approx 700$ °С происходит уменьшение микротвердости до 4 ГПа (рис.1). А при температуре 1000 °С – микротвердость уменьшается до 2 ГПа. Было замечено, что после теплового воздействия (в течение 1–30мин) происходят морфологические изменения поверхности монокристаллического *GaAs*. Во всех образцах на поверхности образуются полоскопараллельные линии, длина и ширина которых увеличиваются в зависимости от времени выдержки в печи (рис.2 *а, б*). Известно, что рекристаллизация многих материалов происходит при температуре $t_{кр}= 0{,}4 \cdot t_{пл}$, где $t_{пл}$ – температура плавления. Для арсенида галлия $t_{пл} = 1238$ °С, следовательно температура рекристаллизации $t_{кр} \approx 500$ °С.



а



б

Рис. 2. *а*) Пересечение двойников рекристаллизации; *б*) трехмерное изображение поверхности в месте пересечения двойников рекристаллизации.

Наблюдаемые линии на поверхности *GaAs* после термического воздействия являются, двойниками рекристаллизации [1]. В результате пересечения таких полос происходит растрескивание поверхности с образованием “χ”- образной трещины. Ширина полос увеличивается при увеличении времени термического воздействия. Известно, что характерной особенностью двойников является наличие ступеньки с резким спадом и пологим подъемом. Таким образом, если исследовать профиль полос, то можно однозначно идентифицировать их проявление с двойниками рекристаллизации. С этой целью исследовался рельеф при помощи зондовой лаборатории *Ntegra Aura*. На рис. 2 б представлено трехмерное изображение пересечения полос, из него видно образование двойниковой ступеньки.

Показано, что в результате термического воздействия формирование двойников рекристаллизации сопровождается образованием рельефа на поверхности.

1. Бойцова М.В., Федоров В.А. Термоактивированное зарождение трещин при упругом двойниковании // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сборник материалов V Международной конференции. Москва: ИМЕТ РАН. 2013.С. 49–50.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВАХ AlCrFeCoNiCu

Ивченко М.В., Макаров В.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Wanderka N.

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
[2]*Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany,*
MVIvchenko@yandex.ru

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы. При наличии по крайней мере четырех- пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность, термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний) [1–3].

Высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCoCrCuFeNi были получены в исходном литом виде слитка ($V_{зак}$=10 К/с), а также методами сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием ($V_{зак}$=10^6 К/с) и спиннингованием ($V_{зак}$=10^5 К/с) в виде плоских тонких фрагментов пластин или лент. Образцы БЗР (методом спиннинга) подвергались мегапластической деформации под давлением 6 ГПа в 5 оборотов.

Исследования структуры сплавов проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, атомной томографии, рентгенодифрактометрически. Измеряли также измеряли их физико-механические свойства.

Установлено, что в литом многокомпонентном высокоэнтропийном эквиатомном сплаве AlCrFeCoNiCu при затвердевании с образованием дендритной микроструктуры и последующим охлаждении в образующихся дендритных и междендритных областях произошел распад с выделением не менее шести фаз с различными морфологией, типами структуры (A2, B2, $L1_2$) и химическим составом (двух в междендритных областях, четырех в дендритах). При затвердевании в условиях сверхбыстрого охлаждения методом сплэттинга в сплаве произошло формирование однородной ультрамелкозернистой субмикрокристаллической ОЦК(A2)-структуры без образования дендритов или фаз с иным структурным типом. Основное структурно-фазовое состояние сплава после закалки методом спиннинга характеризуется B2-ОЦК и $L1_2$-ГЦК-сверхструктурами. Качественно химический состав фаз более близок к фазам в литом высокоэнтропийном сплаве AlCrFeCoNiCu, который помимо матричной, также имел фазы, обогащенные AlNiCo и CrFeCo. МПД привела к механоиндуцированному ОЦК→ГЦК превращению в исходном БЗР-сплаве и практически полному растворению имевшихся фаз. Последующий отжиг восстанавливал исходное структурно-фазовое состояние путем обратного ГЦК→ОЦК превращения при сохранении нанокристаллической структуры сплава. Исследования магнитных, электрических и оптических свойств быстрозакаленного высокоэнтропийного сплава AlCrFeCoNiCu показывают, что он является неоднородным локализованным ферромагнетиком вплоть до T ~ 900 К. При этом основная ОЦК фаза имеет точку Кюри T_C ~ 500 К.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 13-02-96012

АНАЛИЗ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЫ МАТЕРИАЛА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЭП800ВД ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Тарасенко Ю.П., Кириков С.В., Бердник О.Б.

ИПМ РАН, Нижний Новгород, Россия
ksv.kirikov@yandex.ru

Работа посвящена проблеме оценки состояния материала рабочих лопаток по морфологическим характеристикам интерметаллидной фазы. Объект исследования – рабочие лопатки газотурбинного двигателя ГТЭ-45-3 из сплава ЭП800ВД в двух состояниях: после эксплуатации, после эксплуатации + восстановительная термическая обработка. Традиционный метод определения параметров структуры – метод Глаголева, является весьма трудоемким и не всегда удовлетворяет требуемой точности получаемых результатов, вследствие чего разработка компьютизированного подхода к данной проблеме весьма актуальна. Поэтому анализ фазы проводился с помощью оригинальной программы Good_Phase, которая позволяет в короткие сроки оценить не только основные параметры частиц на плоскости, но и их объемные характеристики.

Для каждого состояния материала лопаток было проведено исследование всевозможных характеристик интерметаллидных частиц: минимальный, максимальный, средний, эквивалентный размеры, анизотропия, форма, концентрация, доля занятой площади, объёмная доля и др., а так же построены их распределения. Ниже, в качестве примера, приведено электронно-микроскопическое изображение сплава ЭП800ВД (рис. 1) и построено распределение по площадям частиц интерметаллидной фазы (рис. 2)

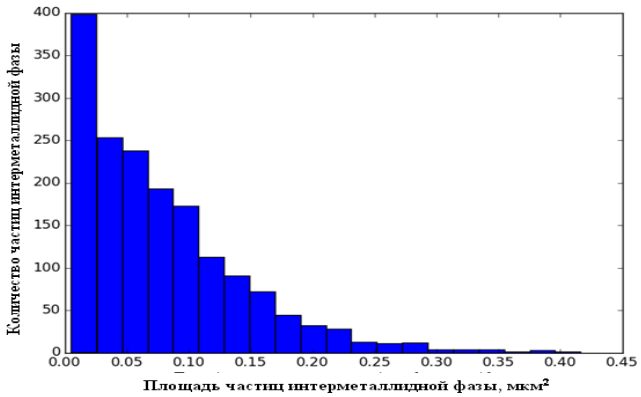


Рис. 1. Пример распределения частиц интерметаллидной фазы по площадям

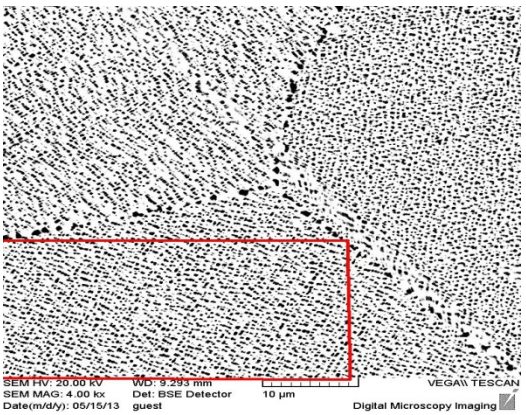


Рис. 2. ЭМИ сплава ЭП800ВД

Также в работе, проведен сравнительный анализ полученных данных, выявлены характеристики частиц, которые меняются наиболее явно, введен суммарный коэффициент отличия параметров интерметаллидной фазы от исходного состояния.

Таким образом, проведенные исследования позволяют ввести количественные оценки изменения микроструктуры сплава рабочих лопаток и использовать данный метод как информативный и компьютизированный способ оценки состояния сплава.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В СМК СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕННОМ В УСЛОВИЯХ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Литовченко И.Ю.[1, 2], Аккузин С.А.[2], Полехина Н.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2], Найден Е.П.[2]

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

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы особенности структурно-фазового состояния метастабильной аустенитной стали (Fe–18Cr–8Ni–Ti) после термомеханических обработок, включающих пластическую деформацию вблизи температуры кипения жидкого азота и деформацию при повышенных температурах. Методом активного растяжения исследованы механические свойства стали.

Показано, что низкотемпературная деформация прокаткой со сравнительно небольшими степенями деформации ($\varepsilon \leq 20\%$) приводит к развитию $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения и формированию гетерофазных ($\gamma + \alpha' + \varepsilon$) структурных состояний. Объемная доля α' - мартенсита составляет 55– 70%, ε – мартенсита $\leq 5\%$. Микроструктура стали представлена субмикронными пакетами и пластинами, состоящими из микро и нанодвойников аустенита, α' и ε – мартенсита. Значения предела текучести стали в полученном структурном состоянии достигают 920-930 МПа при пластичности 14–15%.

Последующая пластическая деформация прокаткой ($\varepsilon \leq 40\%$) при повышенных (T = 400– 700°С) температурах приводит к изменению структурно-фазового состояния стали. Показана реализация обратных $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситных превращений в условиях деформации при T = 600 – 700 °С. Объемное содержание α' - мартенсита снижается до 15–25%, при этом формируется ламельная аустенитная структура субмикрокристаллического масштаба. Деформация при T = 700 °С активизирует процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. Деформация при меньших (T = 400– 500°С) температурах не способствует снижению объемного содержания α' - мартенсита.

Значения предела текучести стали после высокотемпературной деформации достигают 1100–1300 МПа при пластичности 3– 4%. Структура стали представлена пластинами и пакетами α'- мартенсита, субмикронными фрагментами и микродвойниками аустенита. Последующие отжиги позволяют получить значение предела текучести 950– 980 МПа при пластичности 12–14%. Прочность стали в полученных структурных состояниях в 4–5 раз превышает исходные значения.

Обсуждаются возможности различных вариантов термомеханической обработки с вариацией температуры и степени деформации, а также температуры и продолжительности последующих отжигов с целью получения оптимального структурно-фазового состояния с высокой объемной долей субмикрокристаллического аустенита и высокими прочностными свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а и в рамках программы повышения конкурентоспособности НИ ТГУ 2013-2020.

“УВЛЕЧЕНИЕ” ЧАСТИЦ ПОРОШКА ВЗРЫВНЫМИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ

Крестелев А.И.

СамГТУ, Самара, Россия,
a.krestelev@yandex.ru

Разработка технологий упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов, а так же нанесения износостойких покрытий, является актуальной проблемой материаловедения. Интерес представляют ударно волновые и взрывные методики обработки поверхности материалов. В данной работе рассматриваются физические аспекты технологии нанесения порошковых покрытий на металлические поверхности.

Взрывное напыление износостойких покрытий предполагает фундаментальную проработку всех элементов технологической схемы. Это обусловлено тем, что взрывные технологии являются деструктивными технологиями. При этом могут повреждаться не только поверхностные слои, а наблюдается и объемная деструкция. Для того чтобы исключить такого рода эффекты, необходимо иметь представление о характере взрывной волны в воздухе и механизме ее взаимодействия с распыляемым порошком. Автором было получено интегральное уравнение, описывающее движение частиц порошка во фронте взрывной волны разрежения. Результаты численного решения этого уравнения показаны на рис.1.

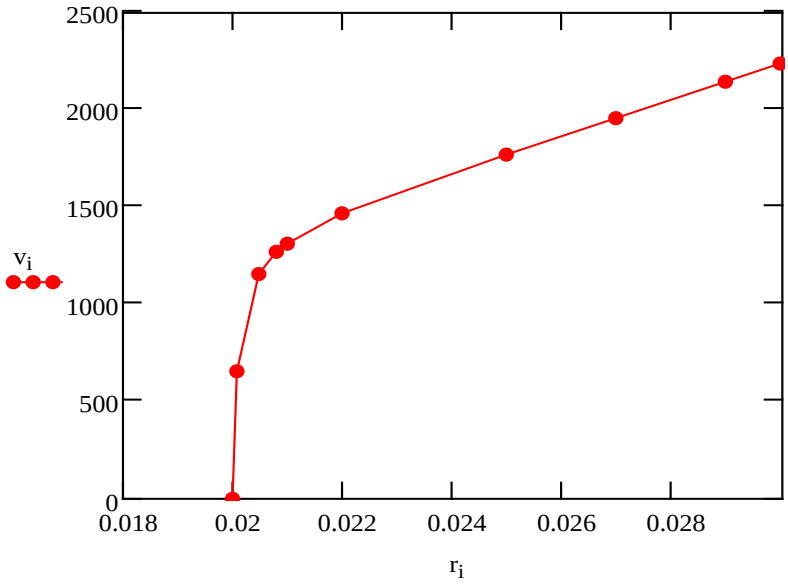


Рис.1

На графике показана зависимость скорости движения частиц порошка от расстояния. Анализ показал, что в результате взаимодействия частицы с продуктами детонации взрывчатого вещества (ВВ) скорость ее очень быстро (за время ~10^{-7} с) возрастает до скорости сравнимой с массовой скоростью движения продуктов детонации. Далее этот процесс замедляется, так как уменьшается плотность продуктов детонации и их скорость. Процесс взаимодействия взрывной ударной волны с частицами порошка можно рассматривать, как «увлечение» продуктами детонации взрывной волны разрежения, частиц распыляемого порошка. Теоретическая модель предполагала, что заряд взрывчатого вещества – сферический, а распыляемая насадка порошка располагается на поверхности заряда. Расчеты проводились для заряда гексогена радиусом 2 см.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДИФФУЗИОННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕРМООБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК ИЗ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТО-БЕЙНИТНОГО КЛАССА

Цуканов В.В., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия
marjullia@gmail.com

К современным конструкционным сталям, применяемым в машиностроении, судостроении и энергетике, предъявляются особые требования по механическим свойствам, таким как конструкционная прочность, пластичность, ударная вязкость, хладостойкость.

В работе исследованы стали Cr–Ni–Mo–V-композиции, разной степени легированности, получившие широкое применение в промышленности. В поковках крупных сечений, изготовленных из этих сталей, как правило, необходимо решать проблему проявления структурной наследственности. Размер зерна является одним из основных факторов, влияющих на физико-механические свойства стали, с увеличением размера зерна характеристики прочности, и особенно ударная вязкость снижаются, высокий же уровень этих свойств достигается при достаточно мелком зерне.

По теории академика В.Д. Садовского одним из возможных путей решения данной проблемы является осуществление феррито-перлитного превращения на стадии предварительной термической обработки. При этом, актуальной и востребованной задачей является определение условий возможных фазовых структурных превращений в сталях различных классов для разработки новых режимов термообработки с целью предотвращения проявления структурной наследственности. В работе исследованы стали, в которых процессы диффузионного превращения сильно заторможены.

Проведены дилатометрические и микроструктурные исследования сталей с низкой и повышенной устойчивостью аустенита (Cr–Ni–Mo–V-композиции). Исследован эффект влияния легирования на температурный интервал диффузионного превращения и его зависимость от условий протекания превращения в изотермических условиях или при непрерывном охлаждении. Также показано влияние исходной температуры нагрева на кинетику и характер феррито-перлитного превращения в изотермических условиях или при непрерывном охлаждении.

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ

Крымский С. В., Автократова Е. В., Ситдиков О. Ш., Маркушев М. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
stkr_imsp@mail.ru

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии исследовали влияние длительности (до 4-х лет) вылеживания при комнатной температуре на структуру и твердость закаленного и изотермически прокатанного при температуре жидкого азота промышленного алюминиевого сплава Д16. Прокатку сплава проводили до степеней деформации e~0,2–3,5, твердость по Виккерсу (HV) оценивали после приложения нагрузки в 100 г в течение 15 секунд.

Установлено, что с увеличением степени деформации при криопрокатке в сплаве сначала формируется развитая дислокационная структура, которая к *e*~3,5 трансформируется в смешанную нано(суб)зеренную структуру, с размером кристаллитов ~130–150 нм и областей когерентного рассеяния ~50-60 нм и долей высокоугловых границ ~ 70 %. Кроме того, такая структура характеризуется высоким (до ~0,33 %) уровнем микронапряжений кристаллической решетки и высокой плотностью дислокаций (до 7,2 x 10^{14} $м^{-2}$).

Показано, что с увеличением степени деформации при прокатке твердость предварительно закаленного сплава возрастает со 125 до 180 HV.

Обнаружено, что характер изменения твердости при вылеживании как недеформированного, так и прокатанного до различных степеней сплава был одинаков. А именно, сначала их твердость монотонно увеличивалась на 25–40 HV и достигала максимальных значений после 100-200 часов естественного старения. Так, твердость сплава без прокатки достигала ~150 HV, а после прокатки с *e* ~3,5 –даже превышала 210 HV. Затем в течение ~5000 часов она практически не изменялась, сохраняясь на высоком уровне, а при больших выдержках постепенно снижалась. Однако даже после выдержки в течение 20000 часов твердость сплава во всех прокатанных состояниях все еще оставалась выше уровня, достигнутого после криопрокатки.

Обнаруженное поведение криопрокатанного сплава при вылеживании анализируется с позиций выявленных изменений параметров его (суб)зеренной структуры, а также природы, размера и плотности упрочняющих фаз. В работе детально обсуждаются механизмы трансформации структуры матрицы и вторичных выделений при вылеживании сплава после криопрокатки.

СТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, КРИОПРОКАТАННОГО С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ

Крымский С. В.*, Автократова Е. В.*, Ситдиков О. Ш.*,
Михайловская А. В., Маркушев М. В.***

**Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
***Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия,*
stkr_imsp@mail.ru

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ОМ, РСА, ПЭМ и СЭМ) исследовали изменения структуры прессованного прутка из алюминиевого сплава Д16, вызванные изотермической прокаткой со степенью деформации e до 3.5 при температуре жидкого азота.

Установлено, что криогенная прокатка (КП) с небольшими степенями не приводит к изменению типа зеренной структуры сплава, оставляя ее преимущественно волокнистой. Так после деформации с *e*~0,9 на фоне увеличения длины и уменьшения толщины волокон до 20–30 мкм, отмечалась их частичная фрагментация – деление на части новыми поперечными высокоугловыми границами. Кроме того, внутри волокон формировалась неоднородная ячеистая структура: по данным СЭМ (EBSD) формирующиеся кристаллиты имели размер около 0,5 мкм, а по ПЭМ измерениям их размер составил 0,3–0,4 мкм. Аналогичные изменения структуры наблюдались и при последующей прокатке с e до 2,0. В результате после КП, внутри волокон формировалась сравнительно однородная субструктура с равномерным распределением малоугловых границ. Также в матрице присутствовали отдельные новые наноразмерные зерна.

Криопрокатка с e~3,5 привела к качественным изменениям строения сплава – формированию смешанной структуры, состоящей из областей равноосных субзерен размером ~150 нм, и областей новых зерен того же размера, доля которых составила ~ 45%.

Обсуждаются механизмы трансформации структуры сплава, действующие при криопрокатке. На начальных стадиях деформации формируются малоразориентированные дислокационные (ячеистые) полосовые структуры с широкими границами. Затем происходит совершенствование этих структур, на первом этапе которого дислокационные границы становятся более узкими и упорядоченными, вследствие уменьшения их толщины и увеличения плотности дислокаций. При достижении определенной («критической») степени деформации, и, соответственно, высокой плотности дислокационных формирований, в сплаве активизируются процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации, ведущие к увеличению углов разориентировки деформационно-индуцированных границ и формированию новой зеренной структуры. Характер изменения параметров структуры сплава в процессе КП свидетельствует в пользу того, что формирование новых зерен нанометрического размера осуществляется в соответствии с механизмом непрерывной динамической рекристаллизации.

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕПЛОТЫ ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Коршак В. Ф., Поставничий И. В., Ткаченко Н. В.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Харьков, Украина
Vera.F.Korshak@univer.kharkov.ua

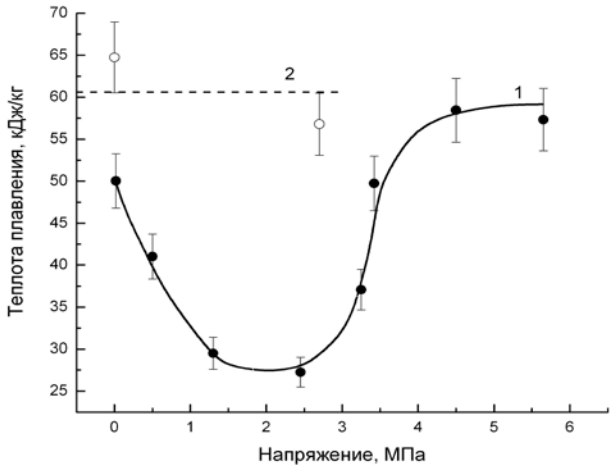
В исследованиях, выполненных ранее, насколько известно, впервые было обнаружено, что удельная теплота плавления эвтектических сплавов, проявляющих эффект сверхпластичности, не является величиной постоянной. Она зависит от условий предварительной термомеханической обработки, которой подвергаются образцы [1].

В данной работе изучено влияние внешнего сжимающего напряжения σ, которое прикладывается в процессе нагрева от комнатной до предэвтектической температуры, на удельную теплоту плавления сверхпластичного эвтектического сплава Sn–38вес.%Pb. Исследовали литые с последующим сжатием на гидравлическом прессе на ~75% образцы. Выбранный интервал напряжений от 0 до 5,7 МПа включает в себя напряжения, при которых сплав проявляет сверхпластические свойства. Эксперименты проведены с использованием метода дифференциального термического анализа. В качестве эталона использовали образец из чистого свинца. Нагружение образцов производили с помощью специально изготовленного устройства, погружающегося в печь вместе с образцом. После достижения температуры ~170 °С нагрузку снимали.

Впервые обнаружена немонотонная зависимость удельной теплоты плавления исследуемого сплава от величины σ, которая представлена на рисунке. Предварительная деформация сжатия в процессе нагрева при увеличении σ от 0 до ~2,5 МПа приводит к уменьшению удельной теплоты плавления сплава на ~ 46%. Дальнейшее повышение σ до 5,7 МПа обусловливает ее возрастание более чем в два раза по отношению к фиксируемому минимальному значению.

Наблюдающаяся немонотонная зависимость удельной теплоты плавления сплава Sn–38вес.%Pb от величины σ объясняется метастабильностью фазового состояния [2] и стимулирующим влиянием пластической деформации на процессы, обеспечивающие переход сплава в состояние равновесия. Изменение удельной теплоты плавления может

быть связано с изменением относительной доли фаз – твердых растворов на основе свинца (α(Pb)-фаза) и на основе олова (β(Sn)-фаза) и изменением концентрации этих растворов в результате нагрева сплава от комнатной до эвтектической температуры. Выполненные теоретические оценки, однако, показывают, что это является не единственной причиной наблюдающихся изменений удельной теплоты плавления сплава.



Полученные экспериментальные результаты важны для понимания физической сущности эффекта сверхпластичности и механизма плавления эвтектик, который, согласно имеющимся литературным данным, совпадает с механизмом контактного плавления соответствующих компонентов.

1. В. Ф. Коршак, Н. В. Ткаченко. ФММ, 2013, т. 114, № 11, с.1041-1046.
2. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, А. Л. Самсоник, П. В. Матейченко. ФММ, 2012, т. 113, № 2, с. 201-211.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ ПРИ СЖАТИИ

Надежкин М.В.[1,2], Лунев А.Г. [1,2], Ионова Н.А.[3], Баранникова С.А.[1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет
г. Томск, Россия
mvn@ispms.ru

К настоящему времени в ИФПМ СО РАН установлено, что неоднородность пластического течения проявляется на всех масштабных уровнях, а наблюдаемые формы локализации пластического течения не зависят ни от состава, ни от механических свойств материалов [1]. Исследование этого сложного явления удалось провести с помощью специально разработанной экспериментальной методики – двухэкспозиционной спекл-фотографии[1].

Для подтверждения используемых подходов, были проведены исследования на классических материалах – ЩГК [2], которые, в силу удобства постановки экспериментов и степени изученности, послужили основой для создания теории пластичности материалов.

В работе предпринята попытка исследования локализации пластической деформации цифровым спелк-фотографическим методом [3], позволяющим наблюдать движение зон локализации пластической деформации *in situ*. На рисунке 1 приведены положения зон локализованной пластической деформации в зависимости от общей деформации образца LiF.

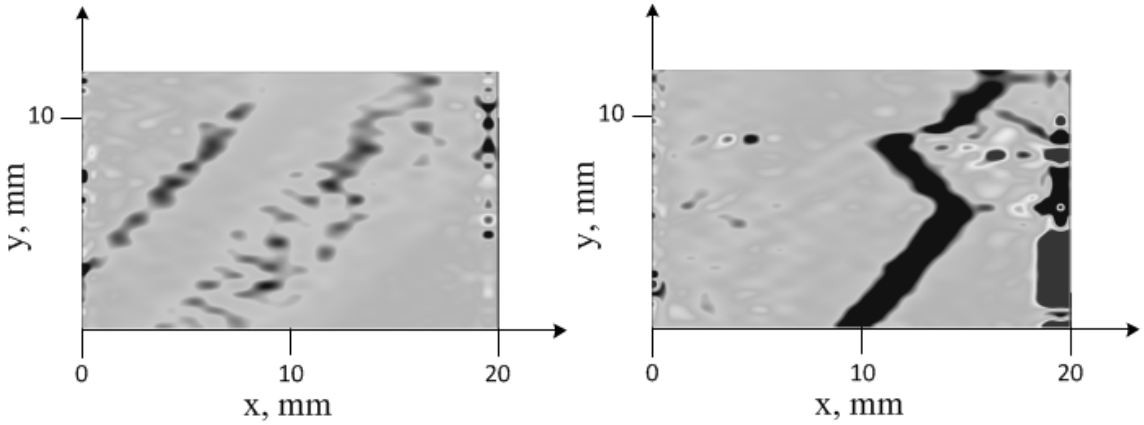


Рис. 1. Распределение зон локализации деформации в LiF при общей деформации 0,7%(*а*); 6,3%(*б*).

Применение усовершенствованного метода цифровой обработки спекл-изображений позволяет определять параметры локализации деформации образцов LiF в реальном времени. Преимущества данной методики состоят в возможности измерения полей деформаций при быстропротекающих процессах и возможности использования некогерентных источников света.

Список литературы

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука. - 2008. – 327 с.
2. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Зуев Л.Б. О взаимосвязи векторов Бюргерса дислокаций и картин локализации пластической деформации при сжатии щелочно-галоидных кристаллов // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37. – № 16. – С. 15–21.
3. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // Measurement Science and Technology. – 2010. – Т. 21. № 5. – P. 054014.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА НА МОРФОЛОГИЮ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕДНЫХ ЧАСТИЦ, КРИСТАЛЛОВ И ПОКРЫТИЙ ИЗ НИХ

Грызунова Н.Н., Денисова А.Г., Шафеев М.Р., Овечкина Т.А., Грызунов А.М., Мальцев А.В.

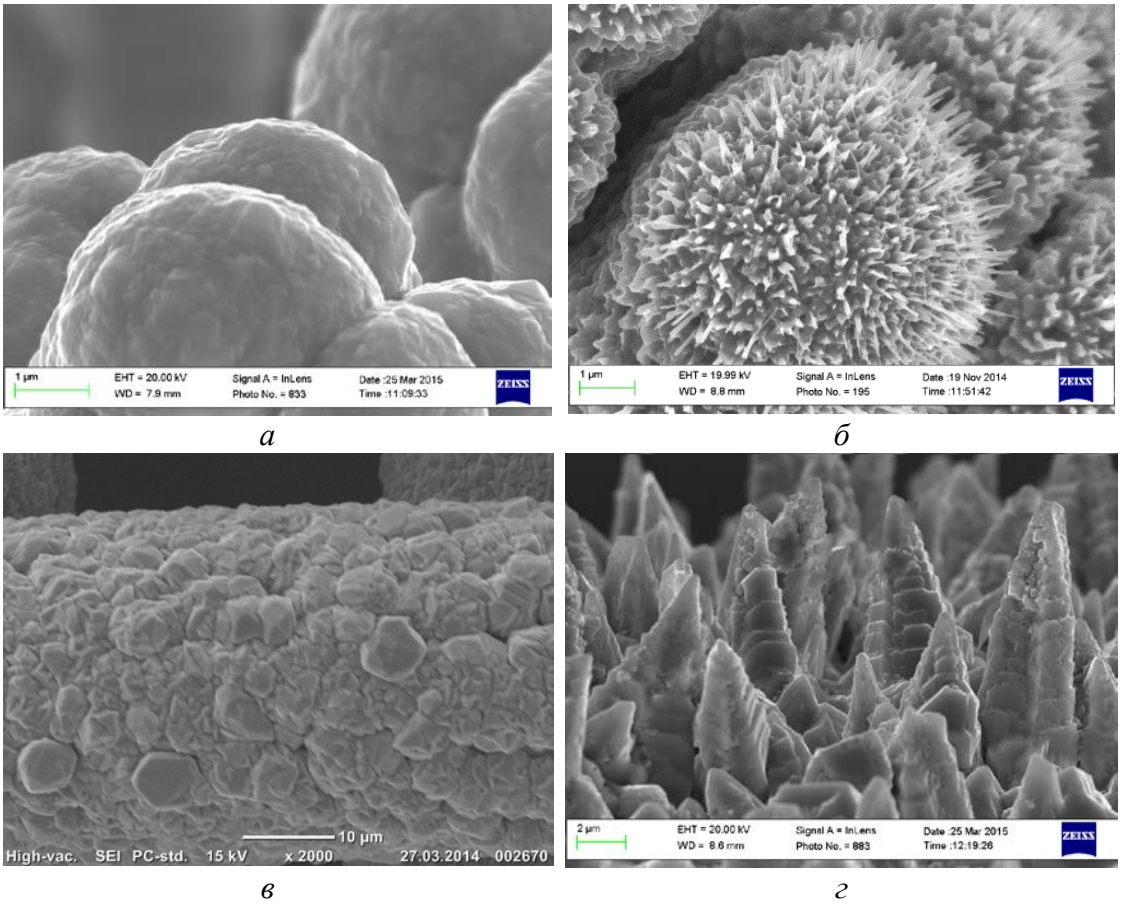
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
gryzunova-natalja@yandex.ru

Одной из характеристик перспективных функциональных материалов является удельная поверхность. В частности, от ее величины зависит скорость каталитических реакций. Увеличение удельной поверхности покрытий может быть достигнуто разными способами (термической обработкой, химическим травлением и др.). В данной работе пока-

зано, что введение в электролит модифицирующих добавок позволяет увеличить удельную поверхность медных частиц и покрытий в десятки раз.

Для получения методом электроосаждения медных частиц, кристаллов и покрытий из них использовался стандартный сернокислый электролит и две добавки: смесь микрочастиц оксидов кремния и алюминия и азотнокислый цинк. Электроосаждение проводилось в потенциастатическом режиме при перенапряжениях –160мВ и –700мВ. Время осаждения варьировалось от 10 до 20 минут.

На начальном этапе исследований электроосаждение было проведено из чистого электролита при каждом перенапряжении и были получены частицы и покрытия, показанные на рис. 1 *а, в*.



а *б*

в *г*

Рис.1. СЭМ изображения морфологии поверхности электроосажденной меди: *а, в*) чистый электролит, перенапряжения –700мВ и –160мВ соответственно; *б, г*) электролит с модифицирующими добавками при тех же перенапряжениях

Эксперименты показали, что добавление в электролит азотнокислого цинка позволяет на поверхности медных частиц создавать вискерные структуры (рис. 1 *б*), которые имеют длину 300–600 нм и толщину 40–70 нм, а введение в электролит микрочастиц оксидов кремния и алюминия позволяет получать медное покрытие с развитой поверхностью (рис. 1 *г*) состоящее из конусов и пирамид с высокими ступенями роста.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.B25.31.0011.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

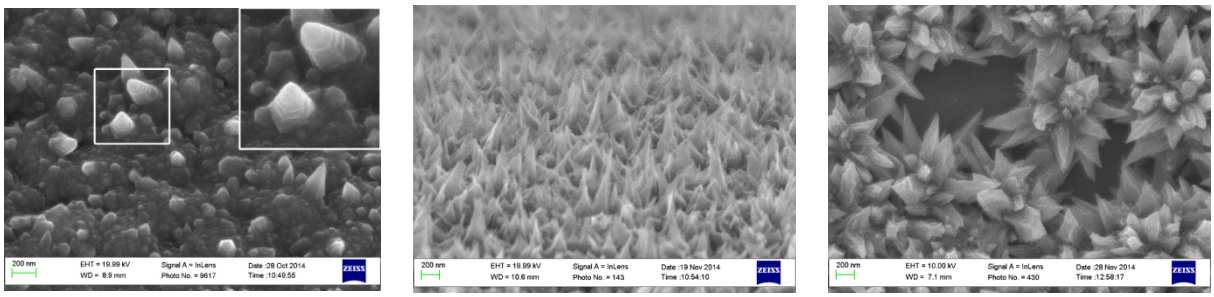
Грызунова Н.Н., Шафеев М.Р., Денисова А.Г.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
gryzunova-natalja@yandex.ru

В гальванотехнике всегда стоит задача получения функциональных покрытий с заданными свойствами. Наряду с обычными требованиями (декоративный вид, равномерность толщины, малая пористость и др.), в ряде случаев (например, для каталитических процессов или создания химических источников тока и конденсаторов большой мощности) появляются и другие требования к покрытиям – развитая поверхность. В данной работе показаны особенности морфологии поверхности никелевых покрытий полученных методом электроосаждения с использованием разных электролитов и варьировании технологических параметров.

В работе были детально исследованы три электролита на основе солей никеля (Уотта, электролиты состоящие из $NiSO_4$ + CH_3COONH_4 + $KNaC_4H_4O_6$ и $NiCl_2$ + H_3BO_3 + EDA·2HCl) при разных режимах электроосаждения никеля на микросетки из нержавеющей стали.

Наиболее интересные результаты с точки зрения морфологии поверхности были получены при использовании второго и третьего электролитов (рис. 1). Второй электролит позволяет получить покрытие в виде конусов с ярко выраженными ступенями роста и пентагональными пирамидами (рис. 1 *а*), а третий дает возможность создавать покрытия, состоящие из массива игольчатых образований (наноконусов), имеющих относительно гладкую боковую поверхность. Размеры таких конусов с очень острым наконечником не превышают 150–250 нм у основания и имеют высоту до 900 нм.



а *б* *в*

Рис. 1. СЭМ изображения морфологии поверхности электроосажденного никеля: *а*) пентагональные пирамиды; *б*) наноконусы; *г*) игольчатые «цветки»

Замечено, что незначительные изменения температуры (например, всего на 5°С) меняют морфологию никелевого покрытия. Уже не появляется массив наноконусов, а образуются более крупные образования в виде игольчатых «цветков» (рис. 1 *в*).

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011

ОСОБЕННОСТИ МАЛОЦИКЛОВОГО ПОВЕДЕНИЯ МОЛИБДЕНОВОГО СПЛАВА

Чернявский А.О., Самойлов С.П.

ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (НИУ), Челябинск, Россия,
samoilov.s.p@mail.ru

Исследовано деформационное поведение молибденового сплава, применяемого в аэрокосмической промышленности и энергетике. Технология изготовления сплава отличается от традиционных методов порошковой металлургии, для которых свойства получаемого металла хорошо изучены [1, 2].

В диапазоне температур от 20 до 1500°С, соответствующих режимам эксплуатации конструкций из сплава, проведены испытания на кратковременное и длительное растяжение до разрыва (рис. 1).

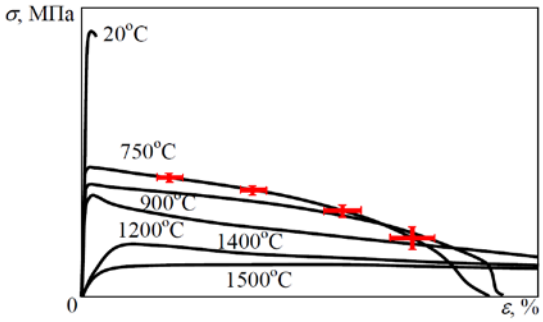


Рис.1. Характерный вид кривых деформирования

Выявлена особенность разрушения образцов в температурном диапазоне от 750 до 1200°С: малая протяженность участка упрочнения и преимущественно ниспадающий характер кривой деформирования (что может привести к неустойчивости в виде локализации деформаций в конструкциях из сплава).

Характер разрушения в зависимости от температуры изменяется немонотонно (рис. 2), начиная с хрупкого при низких температурах (до 200–300°С), сменяется вязким, а затем квазихрупким рассеянным разрушением (в районе 1200°С).

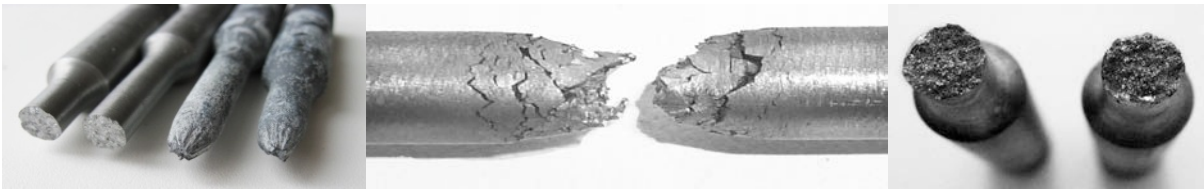


Рис. 2. Характер разрушения образцов при температурах 20, 750, 1200 и 1400°С

Проведены ускоренные (до 9 часов) испытания на ползучесть в диапазоне температур 1200–1500°С (рис. 3). Температура 1400°С соответствует хрупкому разрушению как при кратковременном приложении нагрузки, так и при ползучести.

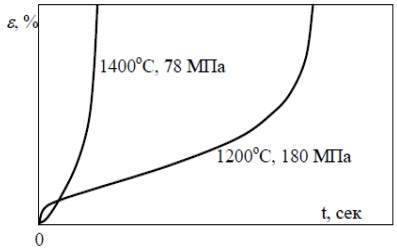
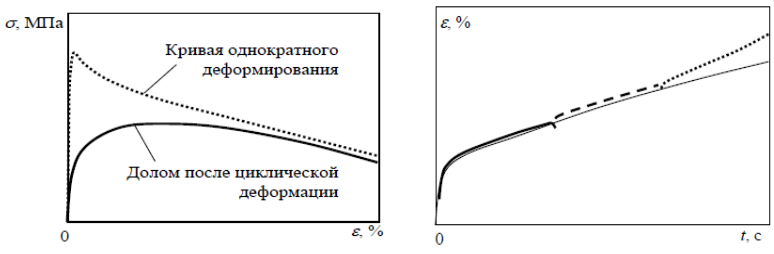


Рис.3. Характерный вид кривых ползучести



а *б*

Рис. 4. Циклическое разупрочнение (*а*) и ускорение ползучести в циклах с выдержками (*б*)

Исследованы свойства сплава при циклическом приложении нагрузки в кинематическом и силовом циклах с выдержками (при температуре 1200℃).

Циклическая деформация приводит к разупрочнению сплава (рис. 4, *а*) и ускорению ползучести при выдержках (рис. 4, *б*).

Список литературы

1. Зеликман, А.Н. Молибден/А.Н. Зеликман. – М.: Металлургиздат, 1970. – 440 с.
2. Meili Xiao, Fuguo Li, Hangfang Xie, Yufeng Wang. Characterization of strengthening mechanism and hot deformation behavior of powder metallurgy molybdenum//Materials & Design, Vol. 34, 2012, pp. 112–119.

ПРИМЕНЕНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ РЕЛЬЕФА КВАЗИ-СКОЛА В ИЗЛОМЕ СТАЛИ, ОХРУПЧЕННОЙ ВОДОРОДОМ

Мерсон Е.Д.[1], Кудря А.В.[2], Траченко В.А.[2], Виноградов А.Ю.[1]

[1]*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,*
[2]*НИТУ "МИСиС", г. Москва, Россия*
MersonED@gmail.com

Растворяясь в низкоуглеродистых сталях, водород, как правило, приводит к смене механизма разрушения металла с транскристаллитного вязкого на транскристаллитный хрупкий [1]. Причем в изломе могут наблюдаться фасетки, как чистого скола, так и квази-скола [1, 2]. Применение в настоящей работе 3D конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) и стандартной сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) для исследования поверхностей квази-скола в изломе стальных образцов охрупченных водородом позволило установить некоторые новые особенности данного типа разрушения, которые, также могут пролить свет на механизм водородной хрупкости в целом.

С помощью СЭМ и КЛСМ исследовали изломы образцов низкоуглеродистой стали S235JR, испытанных по схеме одноосного растяжения: 1) при комнатной температуре (ямочный излом), 2) при температуре жидкого азота (чистый скол) и 3) при комнатной температуре, после электролитического наводороживания (квази-скол). Фрактографические 3D изображения, полученные с помощью КЛСМ, были обработаны с помощью специальных программных процедур, в результате чего были рассчитаны углы разориентировки смежных фасеток чистого скола и квази-скола, а также установлен их размер.

В работе получены следующие результаты:

1. Установлено, что в отличие от образца, разрушенного в жидком азоте, рост трещин в наводороженном образце не осуществляется по плоскостям чистого скола {100}.

2. Показано, что средний угол разориентировки смежных фасеток квази-скола в изломе образца охрупченного водородом составляет 13°, что свидетельствует о незначительном отклонении направления роста трещины при ее переходе через границы зерен феррита.

3. Предложена модель формирования микрорельефа фасеток квази-скола, в основе, которой лежит предположение о том, что разрушение осуществляется вдоль вектора действия максимальных напряжений за счет образования трещин вдоль полос скольжения, вследствие локализации деформации в них под действием водорода.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 14-32-50694 и 14-02-31052.

Список литературы

1. Merson E., Vinogradov A., Merson D.L., Application of Acoustic Emission Method for Investigation of Hydrogen Embrittlement Mechanism in the Low-Carbon Steel // Journal of Alloys and Compounds. – 2014 (Published online)
2. Kimura A., Kimura H. Hydrogen embrittlement in high purity iron single crystals // Mater. Sci. Eng. 1986. Vol. 77. P. 75–83.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОПОРИСТЫЕ ПЛЕНКИ С МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Козлов А.Ю., Тюрьков М.Н., Абдугаффарова К.К., Викарчук А.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ang-aan@yandex.ru

В настоящее время наиболее перспективными технологиями очистки загрязненной воды являются гибридные технологии, включающие биологическую, сорбционную, каталитическую и мембранную очистку сточных вод. Для реализации таких технологий на разных стадиях очистки требуются принципиально новые функциональные фильтрирующие и сорбирующие материалы с развитой поверхностью. Практически все материалы и комплектующие для комплексной очистки воды закупаются зарубежом. Поэтому весьма перспективным направлением является разработка и создание материалов отечественного производства, в частности, нанопористых адсорбентов, нанокатализаторов с развитой поверхностью, биосорбентов, микро- и ультрафильтрационных мембран. Такие материалы должны обладать высокой прочностью, развитой поверхностью, стойкостью к агрессивным средам и дешевизной.

В настоящей работе предлагается композиционный материал в виде нанопористой пленки, состоящей из армирующей металлической сетки, заполненной частицами активированного угля, оксидными нановискерами, металлическими наночастицами, связанными между собой фенолформальдегидной смолой. Такой материал может быть использован как носитель для катализаторов, регенерируемый биосорбционный элемент, в мембранных реакторах, адсорбционно-каталитический фильтр на стадии тонкой очистки воды.

Технология получения предлагаемого материала заключается в нанесении методом электроосаждения на металлическую сетку частиц различных металлов, например, меди, получением нановискерных оксидных структур CuO путем проведения термообработки, и дальнейшего нанесения связующего материала с находящимися в нем частицами угля. Варьирование режимов термической обработки таких объектов позволяют получить нанопористую композиционную пленку, которую можно использовать как сорбент, фильтр, катализатор или биофильтр.

Добавка в материал на стадии его изготовления наночастиц серебра позволяет использовать материал как бактерицидный, а добавка оксидных нановискеров позволяет очищать воду от фенолов.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ, ПРОИСХОДЯЩИЕ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Тюрьков М.Н., Викарчук А.А., Мерсон Д.Л., Грызунов А.М.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ang-aan@yandex.ru

Икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) меди имеют 6 осей симметрии пятого порядка, 12 вершин, огранку в виде 20 граней из атомных плоскостей {111} и необычную структуру, содержащую частичные дисклинации и обрывающиеся на них двойниковые границы [1]. Основное свойство ИМЧ – огромная запасенная объемная упругая энергия, зависящая от размера ИМЧ. Одним из способов трансформации этой внутренней энергии в поверхностную является термическая обработка (отжиг).

В работе показаны результаты исследования влияния различных режимов отжига и газовых атмосфер на структурно-фазовые превращения, происходящие в икосаэдрических медных частицах. Комплексом методов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) выявлены температурные интервалы, при которых эти превращения происходят.

Эксперименты показали, что в процессе отжига в кислородсодержащей атмосфере икосаэдрических медных частиц происходит их окисление, при этом образуются внутренние полости, окруженные слоистыми оболочками из оксидов меди CuO и Cu_2O.

Объем внутренних полостей может достигать до 80 – 90 % объема всей частицы, а сама полость иногда содержит внутреннее металлическое ядро. Слои оксидной оболочки, окружающие внутреннюю полость, имеют нанометровые размеры, тогда как сами икосаэдрические частицы и полости достигают микронных размеров.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011.

1. Викарчук А.А., Дорогов М.В. Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // Письма в ЖЭТФ. Т. 97, вып. 10. 2013. С. 682 – 686.

О ДИНАМИКЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МЕТАЛЛОВ

Бертяев Б.И., Мелешко Н.В.

ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет», Самара,
meleshko1958@gmail.com

Высокий уровень положительного внутреннего давления в металлах дает основание полагать, что кристаллическая решетка растянута. Разумно предположить, что мерой такой деформации можно считать величину относительной доли свободного объема ζ .

В работе рассматривается связь кинетической энергии $U = \frac{mV^2}{2}$ ядра атома в металлах с величиной относительной доли свободного объема ζ. Для расчета скорости движения ядра предложено уравнение вида

$$V = \sqrt{\frac{kT}{M\zeta}}, \qquad (1)$$

где M – масса атомного ядра, T – абсолютное значение температуры, k – постоянная Больцмана, ζ – относительная доля свободного объема (ОДСО).

Величина ОДСО рассчитывалась по уравнению вида

$$\beta T = \left(\zeta + \zeta^2\right)\ln\left(1 + \frac{1}{\zeta}\right), \qquad (2)$$

где β – объемный коэффициент теплового расширения металлов. Теоретические значения скорости V сравнивались со скоростью звука в металлическом стержне, при этом наблюдалось хорошее согласие теоретических значений и экспериментальных данных по скорости звука.

1. Таблицы физических величин: справочник/под редакцией И.К. Кикоина; Атомиздат. – М:, 1976. - 1008с.
2. Физические величины: справочник/ под редакцией И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова; Энергосетомиздат.- М, 1991.- 1231с.

РАСЧЕТ ВНУТРЕННЕГО ДАВЛЕНИЯ В МЕТАЛАХ С ОЦК, ГЦК И ГПУ РЕШЕТКАМИ

Бертяев Б.И., Мелешко Н.В.

ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет», Самара,Россия

meleshko1958@gmail.com

При решении практических задач, связанных с использованием металлов как конструкционных материалов, возникает потребность расчета термодинамических свойств при заданных температурных и механических нагрузках. Для этих целей используются различные полуэмпирические модели уравнения состояния, отражающие функциональную связь между температурой T,
давлением P, объемом V и плотностью ρ в состоянии термодинамического равновесия.

Уравнение состояния допускает возможность рассчитать объемный коэффициент термического расширения β, модуль всестороннего сжатия K и установить связь между коэффициентами β и K. По определению, объемный коэффициент теплового расширения

$$\beta = 3\alpha = \frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_P, \qquad (1)$$

где α – линейный коэффициент теплового расширения. Объемная упругость или сжимаемость

$$B = \frac{1}{K} = -\frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial P}\right)_T. \qquad (2)$$

Из (1) и (2) следует, что между величинами β и K существует связь вида

$$\beta \cdot K = \frac{\partial P}{\partial T}. \qquad (3)$$

Модуль всестороннего сжатия и объемный коэффициент теплового расширения являются важными термодинамическими характеристиками вещества. В этой связи возникает желание связать упругость системы и ее тепловое расширение с особыми свойствами потенциальной энергии, а именно с ее чувствительностью к закону расположения частиц в пространстве.

В работе рассматривается уравнение состояния, которое позволяет представить выражения (1), (2) и (3) в явном виде.

По экспериментальным данным [1,2], о модуле всестороннего сжатия и объемном коэффициенте термического расширения, рассчитывался объем элементарной ячейки атома в металлах с ОЦК, ГЦК и ГПУ решетками на 22 элементах. Как показали расчеты, уравнение состояния оказалось чувствительным к симметрии кристаллических решеток. На основании данных расчета объема V элементарной ячейки рассчитывались величины внутреннего давления в металлах при температуре 300К.

Данные расчеты свидетельствуют о высоком уровне внутреннего давления. Для рассмотренных металлов давление лежит в интервале от $1{,}4\cdot10^8$ Па у цезия до $2{,}2\cdot10^9$ Па у кобальта.

Давление оказалось не только значительным, но и положительной величиной. Так как давление является силовой характеристикой взаимодействия атомов, то какова природа устойчивости кристаллической системы?

1. Таблицы физических величин: справочник/под редакцией И.К. Кикоина; Атомиздат. – М, 1976.-1008с.
2. Физические величины: справочник/ под редакцией И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова; Энергосетомиздат.- М, 1991.- 1231с.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОЙ ДИБОРИД-ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ. МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Скрипняк В.В.[1], Брагов А.М.[2], Скрипняк В.А.[1,3,4], Скрипняк Е.Г.[1], Ломунов А.К.[2], Игумнов Л.А. [2]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[2] Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
[3] Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[4] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для изучения закономерностей деформации и разрушения наноструктурированных керамических материалов при квазистатических и динамических воздействиях предложен комплексный метод, сочетающий экспериментальные исследования с применением модифицированного метода Кольского (схемы с разрезным стержнем Гопкинсона), с теоретическими исследованиями на основе двухуровневого компьютерного моделирования.

Метод использован для исследования динамики деформации и разрушения опытных образцов наноструктурных тугоплавких керамических материалов на основе ZrB_2 в условиях статического и динамического нагружения. Образцы керамических материалов были получены методом спекания и неизостатического горячего прессования из механоактивированных наноструктурных порошков ZrB2.

Полученные экспериментальные и теоретические данные показывают, квазихрупкого разрушения наноструктурированных ZrB2 керамики при динамических сжатия и растяжения. Повреждений, зарождения и накопления в квазихрупких наноструктурированной керамики были смоделированы в условиях ударных нагрузок. Разрушения наноструктурированных ультра-высокая температура керамики при импульсных и ударно-волновых нагрузок обеспечивается быстрым процессов хрупкого межкристаллитного разрушения и относительно медленные процессы квазихрупкого разрушения с помощью роста и коалесценции открытых микротрещин. Для наноструктурной тугоплавкой ZrB_2 керамики с пористостью 7 %, прочность на сжатие при скорости деформации 1800 $с^{-1}$ равна 2440±50 МПа, прочность на растяжение при скорости деформации 300 $с^{-1}$ равна 155±20 МПа.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта со стороны стипендиального фонда Президента РФ, фонда Д.И. Менделеева ТГУ, и Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Скрипняк В.А.[1,2,3], Скрипняк Е.Г.[1], Скрипняк В.В.[1], Ваганова И.К. [1]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск [2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск [3] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Прогноз прочности и долговечности элементов конструкций из тугоплавких керамических композитов и нанокомпозитов требует понимания механического поведения нанокомпозитов при импульсных нагрузках. Для изучения механизмов деформации и динамики разрушения на мезоскопическом и макроскопическом уровнях применен метод многоуровневого моделирования. Вычислительные модели структурированного RVE керамических нанокомпозитов были разработаны с использованием данных исследования структуры на мезо-, микро -, и нано-масштабных уровнях. Показано, что критический уровень напряжения, при превышении которого начинается зарождение и рост трещин на мезомасштабном уровне зависит не только от относительных объемов пор и включений, но и параметров, характеризующих наличие кластеров включений и пор. Величина динамической прочности увеличивается с ростом концентрации упрочняющих фаз до достижения предела перколяции, и уменьшается с ростом концентрации пор. но также и на размеры соответствующих элементов структуры. В тугоплавких керамических композитах на основе боридов и карбидов металлов, пределы сдвиговой и откольной прочности изменяются немонотонно с ростом объемной концентрации частиц упрочняющей фазы в диапазоне от 0 до 50 %.. При одинаковой пористости, концентрации нано-пустот вблизи границ зерен приводит к снижению сдвиговой прочности наноструктурных и ультрамелкозернистых керамики. Показано, что появление бимодального распределения массовой скорости на мезо-масштабном уровне предшествует зарождению микротрещин. На мезомасштабном уровне керамических нанокомпозитов одиночные или повторяющиеся ударные импульсы с длительностью от сотен наносекунд до нескольких микросекунд не вызывают резонансных явлений, приводящих к росту скорости повреждения.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта со стороны стипендиального фонда Президента РФ, фонда Д.И. Менделеева ТГУ, и Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ С БИМОДАЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ РАЗМЕРОВ ЗЕРЕН ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Скрипняк Н.В.[1,2], Ваганова И.К.. [1], Скрипняк В.А.[1,2,3]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[3] Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Обработка легких сплавов методами интенсивной пластической деформации в сочетании с термической обработкой позволяет формировать объемные бимодальные распределения зерен по размерам и варьировать прочностные и деформационные свойства сплавов в ультрамелкозернистом состояниях. Для исследования механизмов деформации и разрушения ультрамелкозернистых легких магниевых сплавов с бимодальными распределениями размеров зерен в широких условиях нагружения использован метод многоуровневого компьютерного моделирования.

Вычислительные модели представительных объемов сплавов были разработаны с использованием данных исследования структуры сплавов на мезо-, микро-, и наномасштабных уровнях. Предельные деформации до разрушения сплавов на мезомасштабном уровне зависит не только распределения частиц по размерам в представительном объеме, но и соотношения относительных объемов крупных и субмикронных зерен. Зарождение микротрещин связано с локализацией пластических деформаций в частичных объемах с ультрамелкозернистой структурой. Микротрещины в ультрамелкозернистых сплавах, полученных методами интенсивной пластической деформации, зарождаются в области объемов субмикронных зерен и на границах крупных зерен. Показано, что появление бимодального распределения размеров зерен сопровождается увеличением пластичности ультрамелкозернистых легких сплавов, но уменьшением прочности на растяжение в широком диапазоне скоростей деформации.

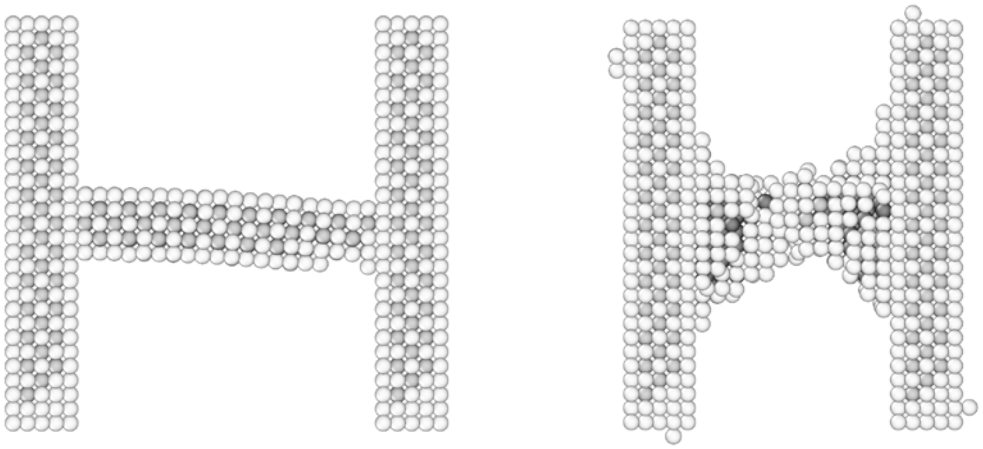
Работа выполнена при частичной поддержке гранта со стороны стипендиального фонда Президента РФ, фонда Д.И. Менделеева ТГУ, и Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского

ВЛИЯНИЕ ВЗАИМНОЙ ОРИЕНТАЦИИ НАНОЧАСТИЦ НА УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОНТАКТОВ ЗОЛОТА

Колосов А.Ю., Сдобняков Н.Ю., Харитонова М.А., Комаров П.В., Соколов Д.Н.

Тверской государственный университет», Тверь, Россия
nsdobnyakov@mail.ru

Моделирование процессов возникновения наноконтактов и изучения факторов, влияющих на процесс формирования представляют интерес как с фундаментальной, так и с прикладной точек зрения. Наиболее интересной задачей является получение наноконтактов с контролируемыми электронными и магнитными свойствами, которые можно применить для устройств записи, хранения и обработки информации, устройств одноэлектронного переноса, перестраиваемых за счет изменения размеров нанолазера, высокочувствительных магнитных сенсоров и многих других. В связи с этим возникает множество вопросов связанных с миниатюризацией систем и управлением структурой.



а *б*

Рис 1. Результат структурного анализа нанокластеров золота после образования наноконтакта. Серые атомы – ГЦК, черные атомы – ГПУ. Температура 293 K.

Анализируя наноконтакты, полученные при температурах до и после плавления (см. рис. 1), можно сказать, что при ориентации решетки (101) температура плавления системы уменьшается в среднем на 30K, но увеличивается удельная потенциальная энергия при коалесценции. У некоторых систем, в частности с ориентацией решеток (001), (110) и (011) наноконтакта, наблюдается падение энергии, на расстояниях, когда коалесценция происходит до процесса плавления. Это связано с появлением поверхностных дефектов и как следствие с разрушением кристаллической решетки. Чаще всего этот процесс сопровождается вращением или изгибом наноконтакта. В таких случаях образование связи с шинами происходит намного быстрее, при этом значительно увеличивается площадь контакта [1]. Также от ориентации решетки зависят такие характеристики как прочность и эластичность наноконтакта.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-03-00119-а) и Минобрнауки в рамках выполнения государственных работ.

1. Колосов А.Ю. и др // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Тверской государственный университет. 2013. Вып. 5. С. 134-145.

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОМЫШЛЕННЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Al-Cu-Li

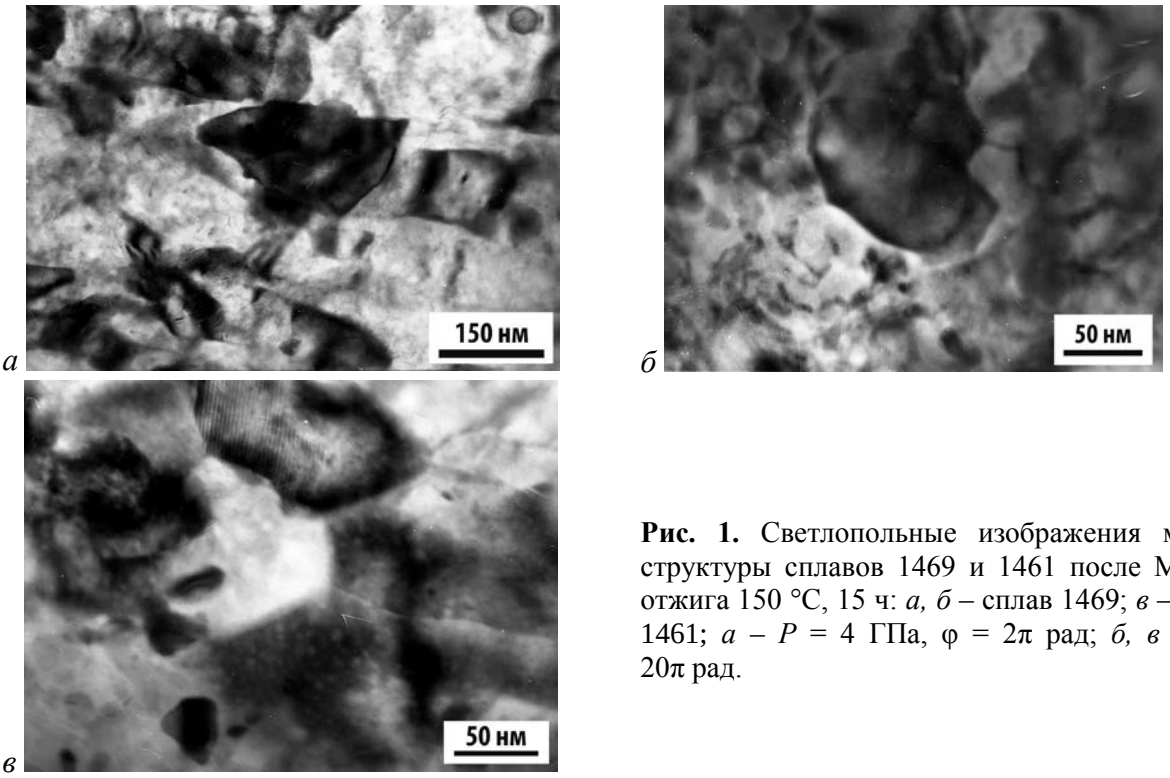
Кайгородова Л.И., Распосиенко Д. Ю., Пушин В.Г., Пилюгин В. П.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
dmitrijrasp@gmail.com

Представлен цикл работ по изучению воздействия мегапластической деформации (МПД) на структурные и фазовые превращения в высокопрочных стареющих сплавах 1461 (Al – 2,8 Cu – 1,8 Li – 0,66 Zn – 0,5 Mg – 0,08 Zr – 0,09 Sc) и 1469 (Al – 3,2 Cu – 1,2 Li – 0,4 Ag – 0,3 Mg – 0,09 Zr – 0,11 Sc). Деформацию осуществляли кручением под высоким давлением при комнатной температуре в наковальнях Бриджмена. Для получения рекристаллизованной субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структур

образцы подвергали низкотемпературному отжигу 150 °С в течение 15 ч или вылеживанию при комнатной температуре в течение 1,5 лет.

Обнаружено, что в сплавах 1469 и 1461, подвергнутых МПД, происходила фрагментация структуры, сопровождавшаяся динамической рекристаллизацией, степень развития которой повышалась с возрастанием величины деформации. При этом процессы нанофрагментации и рекристаллизации сопровождались деформационно-индуцированным распадом твердого раствора. Структура, образовавшаяся в сплавах при динамической рекристаллизации, не была равновесной и сохранила значительные упругие искажения. При дальнейшем низкотемпературном отжиге или длительном вылеживании при комнатной температуре фрагментированная структура трансформировалась в НК- в результате статической рекристаллизации (рис.1). При этом при вылеживании степень рекристаллизации повышалась с возрастанием величины деформации и времени выдержки, а характер формирующейся в процессе отжига структуры определялся конкурирующими процессами рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора.



а *б* *в*

Рис. 1. Светлопольные изображения микроструктуры сплавов 1469 и 1461 после МПД и отжига 150 °С, 15 ч: *а, б* – сплав 1469; *в* – сплав 1461; *а* – P = 4 ГПа, φ = 2π рад; *б, в* – φ = 20π рад.

Переход сплавов от микрокристаллического (МК) - к СМК- или НК- состоянию привел к изменению схемы и механизма распада пересыщенного твердого раствора при искусственном и естественном старении:

<u>в сплаве 1469:</u>
от $\alpha_{тв.р\text{-}р}$ T_1 (Al_2CuLi) → δ′ (Al_3Li), Ω′ ($CuAl_2$)
к $\alpha_{тв.р\text{-}р} \longrightarrow T_2$ (Al_6CuLi_3)

<u>в сплаве 1461:</u>
от $\alpha_{тв.р\text{-}р}$ T_1 (Al_2CuLi) → δ′ (Al_3Li)
к $\alpha_{тв.р\text{-}р} \longrightarrow T_2$ (Al_6CuLi_3)

Работа выполнена при поддержке проекта № 14-02-31753.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ДЛИННОПЕРИОДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni_2MnGa

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

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, РФ
em1104@mail.ru

Сплавы на основе интерметаллических соединений целого ряда цветных металлов (Ti, Mn, Ni и ряда других) обладают уникальными физико-механическими свойствами. Термоупругие мартенситные превращения (ТМП) определяют появление в них эффектов памяти формы (ЭПФ), контролируемых температурными и деформационными воздействиями, в ряде случаев внешним магнитным полем. Сплавы типа Гейслера-Ni_2MnGa и ряд других хорошо изучены в исходном поликристаллическом и в монокристаллическом состояниях, но до сих пор не нашли какого-либо возможного практического использования, в отличие от сплавов на основе никелида титана. Изучено влияние нестехиометрии и легирования данных сплавов образующими компонентами, $Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga$, а также внешних воздействий на структуру, фазовые магнитный и мартенситные превращения, их температуры и последовательность, а также на физико-механические свойства. Легирование исследованных сплавов в широких пределах обеспечивает контролируемое изменение критических температур магнитного перехода (T_c), ТМП (M_s, M_f, A_s, A_f) и ЭПФ. Сохраняется магнитный переход, каскад высокообратимых ТМП $L2_1 \leftrightarrow 10M \leftrightarrow 14M$ и связанные с ними ЭПФ, меняется на одноступенчатое ТМП $L2_1 \leftrightarrow L1_0$ (c/a≈1,2). В этом случае T_c становится меньше температур ТМП.

Чрезвычайно эффективным оказалось применение мегапластической деформации (МПД), в результате чего была впервые получена аморфнокристаллическая (АК) структура сплавов. Обнаружено также, что при МПД кручением происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением с образованием новой ранее неизвестной кубической фазы ГЦК (A1). Данное превращение наряду с собственно МПД обеспечивает формирование высокооднородного АК состояния по всему деформируемому образцу. В дифракционных экспериментах in situ установлено, что кубическая атомнонеупорядоченная фаза чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300ºС. Такая структура при охлаждении обладает повышенной, вплоть до температуры кипения жидкого азота, стабильностью по отношению к мартенситному превращению. Отпуск данных сплавов приводит к однородному нанокристаллическому состоянию с образованием $L2_1$-фазы. Средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя условия низкотемпературного отпуска. В нанозернах, начиная от размеров (20–100) нм, вновь происходят ТМП при охлаждении. Обнаружено регулируемое размером нанозерен изменение температур, при сохранении высокой обратимости последовательности ТМП в таких сплавах.

Использовалась поддержка гранта РФФИ 14-02-00379.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИМЕСНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Малашенко В.В. [1,2], Малашенко Т.И.[2] , Белых Н.В.[3]

[1]*Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина, Украина, Донецк,* malashenko@fti.dn.ua
[2]*Донецкий национальный технический университет, Украина, Донецк*
[3]*Донбасская государственная машиностроительная академия, Украина, Краматорск,* nataliya.belykh@mail.ru

Гидроэкструзия является одним из методов создания перспективных функциональных нанокристаллических материалов [1]. В нанокристаллах содержатся примеси, попавшие в них в процессе получения либо специально добавленные для повышения термостабильности исходного структурного состояния. Примесные добавки позволяют не только стабилизировать ультрамелкое зерно, но и сохранить высокий уровень предела текучести ультрамелкозернистых материалов [2]. При дальнейшем использовании эти заготовки могут быть подвергнуты высокоскоростному нагружению, в частности, при высокоскоростной обработке, ковке, формовке. При этом для многих металлов зависимость напряжения течения от скорости деформирования резко усиливается, что обусловлено их переходом в динамический режим преодоления барьеров, создаваемых структурными несовершенствами кристалла [3]. Присутствие примеси в этом случае может оказать влияние на величину динамического предела текучести. Хотя в ультрамелкозернистых материалах содержится обычно не более одной дислокации, тем не менее дислокационная плотность в процессе пластической деформации может быть довольно высокой: $\rho \approx d^{-2}$, где d – размер зерна. Так, для $d = 1\mu\mathrm{m}$ плотность дислокаций $\rho = 10^{12}\,\mathrm{m}^{-2}$, а если $d = 10\mathrm{nm}$, получим значение $\rho = 10^{16}\,\mathrm{m}^{-2}$. Воспользовавшись подходом, развитым в работах [4-6], получим следующее выражение, описывающее вклад примесей в величину динамического предела текучести нанокристаллических материалов

$$\sigma_d = \frac{n_0^{1/3}\mu\chi^{2/3}\dot{\varepsilon}}{bc\rho} \qquad (1)$$

где χ – параметр несоответствия примеси, μ – модуль сдвига, c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, n_0 – безразмерная концентрация примесей, ρ – средняя плотность дислокаций в материале, b – модуль вектора Бюргерса дислокации, $\dot{\varepsilon}$ – скорость пластической деформации. Численные оценки для нанокристаллической меди (d=100 nm, $n_0 = 3\cdot10^{-3}$, $\rho = 10^{11}\,\mathrm{m}^{-2}$, $\dot{\varepsilon} = 2\cdot10^{3}\,\mathrm{s}^{-1}$) показали, что вклад примесей в предел текучести может составлять десятки процентов.

1. V. Varyukhin, Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Prokof'eva, A. Reshetov, Materials Science Forum, 667 (2011).
2. A.B. Lebedev, S.A. Pulnev, V.I. Kopylov, Yu.A. Burenkov, V.V. Vetrov, O.V. Vylegzhanin, Scripta Mater., 35, 1033 (1996).
3. В.С.Красников, А.Ю.Куксин, А.Е.Майер, А.В.Янилкин, ФТТ, 52, 1295 (2010).
4. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., 404, 3890 (2009).
5. В.В. Малашенко, ФТТ, 53, 2204 (2011).
6. В.В. Малашенко, ФТТ, 58, 1528 (2014).

ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Sn-38вес.%Pb В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаповалов Ю. А., Коршак В. Ф., Паль-Валь П. П.*

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Харьков, Украина
**Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, Украина*
Yuriy.Shapovalov@kname.edu.ua

В докладе представлены результаты исследования изменений модуля Юнга E эвтектического сплава Sn-38вес.%Pb в условиях сверпластического (СП) течения. Механические испытания проведены при комнатной температуре в режиме ползучести при постоянном приложенном напряжении σ = 4,5 МПа, являющемся оптимальным для проявления эффекта сверхпластичности. Акустические измерения выполнены методом составного пьезоэлектрического вибратора на частотах продольных колебаний ~ 102 и ~ 113 кГц при амплитуде ультразвуковой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$. Металлографические исследования проведены с использованием оптического микроскопа МИМ-7 на электролитически протравленных образцах.

На рис. 1 представлена зависимость E сплава от величины относительной деформации ε. Экспериментальные данные получены по данным о величине модуля упругости после разгрузки деформированных до заданных удлинений образцов с учетом изменений плотности в процессе СП течения и изменений плотности и модуля Юнга в процессе выдержки в ненагруженном состоянии.

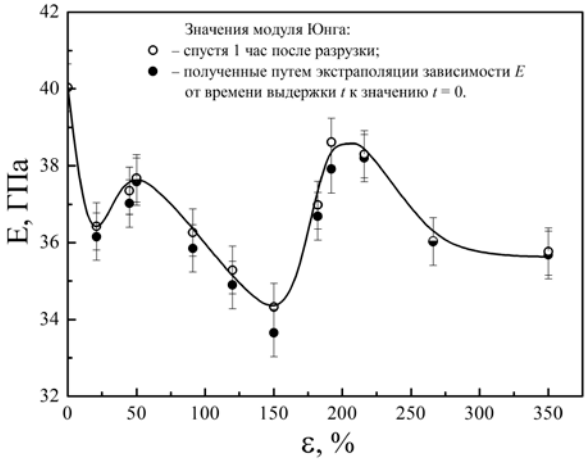


Рис.1.

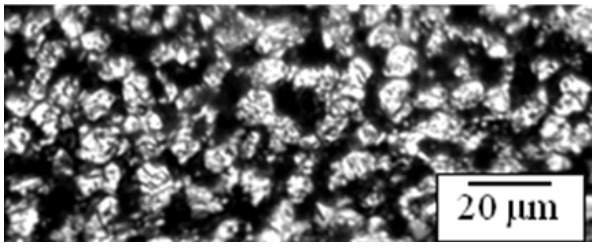


Рис.2.

СП деформация до значений ε ~ 150% сопровождается ростом среднего размера зерен обеих фаз. Обнаруживается появление локальных областей вытянутых вдоль направления σ зерен. При дальнейшем увеличении ε фиксируются мелкодисперсные выделения олова в фазе на основе свинца, а также диспергирование зерен фазы на основе олова – рис. 2. СП деформация исходно неравновесного сплава [1] сопровождается увеличением относительной доли фазы на основе олова на ~ 35%.

Наблюдающееся достаточно существенное уменьшение E при увеличении ε до ~ 150% объясняется, в частности, протеканием начальных стадий распада пересыщенных твердых растворов на основе компонентов сплава, релаксацией внутренних напряжений (о наличии которых свидетельствует, в частности, изменение макроскопических размеров слитков в процессе выдержки при комнатной температуре) и увеличением плотности дислокаций. Возрастание модуля Юнга при $\varepsilon \sim 200\%$ может быть обусловлено, в частности, увеличением относительной доли фазы на основе олова.

1. В. Ф. Коршак, Ю. А. Шаповалов, А. Л. Самсоник, П. В. Матейченко. *ФММ*. 2012. Т. 113. № 2. С. 201-211.

ВЕРОЯТНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ БАРЬЕРОВ В МАТЕРИАЛАХ С ГЦК СТРУКТУРОЙ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, riklaz@mail.ru

В работе проведена оценка доли длинных дислокационных соединений, которые образуются в результате дислокационных реакций. Предложенная авторами [1, 2] модель позволяет исследовать изменение дислокационной конфигурации, образовавшейся в результате реакции, под действием напряжения. Длины дислокационных соединений рассчитаны при произвольном пересечении реагирующих дислокаций. Пересечения рассматривались для различных отношений длин сегментов скользящей дислокации $\gamma_g = QO/QP = 0{,}1 \div 0{,}9$ и отношений длин сегментов дислокации леса $\gamma_f = NO/NM$ $0{,}1 \div 0{,}9$ (рис.1).

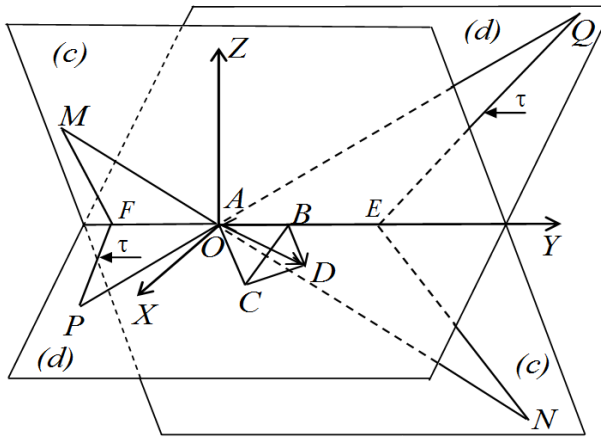


Рис. 1. Геометрия дислокационной конфигурации с выбранной системой координат *XOY* и тетраэдром Томпсона *ABCD* . Скользящая дислокация *PQ* (первичной системы скольжения) и дислокация леса *MN* (вторичной системы скольжения) пересекаются в т. *O*, образуя комбинированную дислокацию или дислокационное соединение *EF* расположенное на оси *OY*.

Авторами [2] выявлено, что под действием напряжения длина соединения способна увеличиваться. Это возможно в двух случаях. Во-первых, один из сегментов *FM* или *FP* реагирующих дислокаций под действием приложенного напряжения τ достигнет критической длины и потеряет устойчивость. В результате дислокационное соединение преодолевается скользящей дислокацией по механизму Орована, остается неразрушенным и вносит свой вклад в плотность дислокационных обрывков в зоне сдвига.

Во-вторых, при возрастании под действием внешнего напряжения длины комбинированной дислокации *EF* образуется длинное, протяженное соединение, для разрушения которого потребуется напряжение большой величины. Некоторые из таких дислокационных соединений не разрушаются и, оставаясь в зоне сдвига, способствуют накоплению дислокаций.

По результатам моделирования дислокационных взаимодействий для всех дислокационных реакций при ориентации оси деформации кристалла [100] и различных плотностей ($\rho = 10^{10} \div 10^{14}$ м$^{-2}$) определена доля протяженных соединений от общего числа всех соединений. С использованием формулы полной вероятности определена вероятность $\beta_s = 0{,}38$ образования длинных дислокационных соединений, способных образовать барьеры для скольжения дислокаций.

1. Куринная Р.И., Зголич М.В. Старенченко В.А. Расчеты длин дислокационных соединений в ГЦК-кристаллах.// Изв. Вузов. Физика. – 2004. – № 7. – С. 19-25.
2. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И. Образование протяженных соединений и барьеров в результате междислокационных реакций в ГЦК кристаллах.// Изв. Вузов. Физика. – 2009.– № 3. – С. 25-30.

ДИСЛОКАЦИОННО-ДИСКЛИНАЦИОННАЯ КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ НАКЛОНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Гуткин М.Ю.,[1,2,3] Ржавцев Е.А.[2]

[1] *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
[2] *Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия*
[3] *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*
m.yu.gutkin@gmail.com;
egor.rzhavtsev@gmail.com

Исследование микроструктурных изменений в металлах и сплавах в процессе пластической деформации является одной из фундаментальных проблем физики прочности и пластичности. В последнее время эффективным средством теоретического моделирования процессов интенсивной пластической деформации стал метод двумерной дискретной дислокационно-дисклинационной динамики, который описывает коллективное поведение краевых дислокаций, взаимодействующих друг с другом и с частичными дисклинациями [1-4]. В данной работе предложена компьютерная модель, в которой с помощью этого метода наглядно описывается процесс фрагментации вытянутых субзерен – одного из основных этапов динамической рекристаллизации полос сдвига в металлах при ударном нагружении [5]. В модели учтено, что на границах этих субзерен имеются скачки угла разориентировки, которые эффективно описываются как места залегания частичных клиновых дисклинаций [6, 7]. Эти дисклинации могут «захватывать» своими упругими полями скользящие мимо них дислокации, формируя новые устойчивые дислокационные конфигурации типа оборванных стенок, что ведет к фрагментации удлиненных субзерен. Проведенное для случая алюминиевого сплава Д16 компьютерное моделирование показало формирование устойчивых дислокационных структур, подобных тем, которые наблюдались в экспериментах [8, 9]. Для их образования хватало 10 нс, что значительно меньше длительности импульса напряжения 650 нс в экспериментах [8, 9]. Показано также, что для формирования таких модельных структур оптимально сдвиговое напряжение 0.5 ГПа, которое совпадает с напряжением в экспериментах [8, 9].

Список литературы

1. К.Н. Микаелян, M. Seefeldt, М.Ю. Гуткин и др. ФТТ 45 (2003) 2002.
2. S.V. Bobylev, M.Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko. Acta Mater. 52 (2004) 3793
3. Г.Ф. Сарафанов, В.Н. Перевезенцев. Письма в ЖТФ 33, 9 (2007) 87.
4. Г.Ф. Сарафанов, В.Н. Перевезенцев. Вопросы материаловедения 49, 1 (2007) 5.
5. H.A. Grebe, H.-R. Pak, M.A. Meyers. Metal. Trans. A 16 (1985) 761.
6. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
7. В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986, 224 с.
8. Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, С.А. Атрошенко и др. Письма в ЖТФ 36, 24 (2010) 17.
9. Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, Н.И. Жигачева и др. Mater. Phys. Mech. 11 (2011) 23.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Губанова В.О., Плужников С.Н., Думан Д.А.

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

Экспериментально установлено, что при пропускании импульсного электрического тока во время деформации аморфных металлических сплавах на основе кобальта и нанокристаллического сплава на основе железа наблюдаются процессы, похожие на электропластический эффект, наблюдаемый на металлических материалах. Одноосное растяжение проводили на электромеханической машине Instron-5565. Во время деформации образца подавали импульсы тока. Плотность тока (j), протекающего через образцы варьировали от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9$ А/м^2. Использовали импульсы с длительностью $\tau_1 \sim 2{,}5$ мс и $\tau_2 \sim 5$ мс.

При деформации аморфных металлических сплавах на основе кобальта с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах σ-ε наблюдается кратковременный (~1,1 с) сброс механического напряжения Δσ с последующим полным восстановлением хода зависимости σ-ε. Отмечено, что при плотности тока $j \geq 4 \cdot 10^9$ А/м^2 на зависимости σ-ε АМС имеет место не полностью восстанавливаемый сброс механической нагрузки. Для нанокристаллического сплава не полностью восстанавливаемый сброс механического напряжения наблюдается при плотности тока $j \geq 8 \cdot 10^8$ А/м^2. Пропускание импульсного тока понижает предел прочности материалов. Так после серии из 10 импульсов электрического тока плотностью $6 \cdot 10^8$ А/м^2 предел прочности в аморфных сплавах снижается в ~ 2 раза, а в нанокристаллическом сплаве на ≈ 40%.

Подавались серии из n импульсов электрического тока (n = 1–8) плотностью j = $2{,}1 \cdot 10^8 – 1 \cdot 10^9$ А/м^2. Отмечено, что при рассмотренных параметрах тока значение Модуля Юнга E практически не меняется и составляет 148 ± 8 ГПа. Подача механической нагрузки на образец приводит к переходу аморфной системы в более устойчивое состояние за счет структурной релаксации, однако пропускаемый при этом импульсный электрический ток возвращает структуру в исходное состояние. Таким образом, в результате этих двух процессов изменение значения модуля упругости практически не наблюдается. При рассмотренных параметрах импульсного тока значения предела прочности находятся в интервале 2200 ± 200 МПа.

Исследовалось влияние числа и величины импульсов электрического тока на микротвердость аморфного сплава на основе кобальта. Микротвердость по Виккерсу исследуемых образцов, определяли на автоматическом микротвердомере DM8 с нагрузкой на индентор 25 г. Экспериментально установлено, что микротвердость незначительно меняется (около 2%) при пропускании от 1 до 60 импульсов электрического тока. При первых 20 импульсах происходит снижение микротвердости на ~5%, что обусловлено снятием закалочных напряжений. Дальнейший рост микротвердости обусловлен постепенным накоплением, прежде всего, в поверхностных слоях образцов атомных перестроек.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553) и гос. задания (проект № 2476).

ОСОБЕННОСТИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Озерова В.В., Конопкина Н.А.

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

Ползучесть материалов наряду с другими механическими характеристиками позволяет косвенно исследовать структурные процессы, протекающие внутри различных систем. В экспериментах по ползучести использовали аморфные металлические ленты на основе кобальта и нанокристаллические ленты на основе железа вместес закрепленным грузом, помещались в печь и нагревались в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость нагрева была линейной и составляла ~ 1 К/с. Для определения кристалличности структуры выполнялись рентгенографические исследования. Экспериментально установлено, что при нагреве образцы аморфных сплавов деформируются неоднородно. На кривых ползучести всех исследуемых аморфных сплавов наблюдаются участки скачкообразной деформации. Величина среднего значения каждого скачка деформации составляет не более 4 % от общего разрушения сплава. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии были установлены температуры кристаллизации сплавов, что позволило сопоставить значения этой температуры с промежутками скачкообразной деформации.

Экспериментально установлено, что деформационная неоднородность возникает преимущественно вблизи пиков завершенной кристаллизации сплавов. Рентгенографические исследования лент показали, что при температурах до 600 К наблюдается аморфное гало, выше 600 К наблюдаются пики кристаллизации. Таким образом, скачки пластической деформации, наблюдаемые в экспериментах, по-видимому, связаны с нагревом до температуры кристаллизации. Для изучения влияния нагрева на поверхность лент использовался лазерный профилометр. Аморфные сплавы подвергались испытаниям на ползучесть и деформировались на величину ε=70% или доводились до разрушения. Аналогичные испытания проводились на нанокристаллическом образце АМАГ-200. Отмечено, что образцы на основе кобальта разрушаются вязко и в местах разрыва вытягиваются, образуя волнообразный рельеф. Образцы нанокристаллического сплава на основе железа разрушаются хрупко.

Также проводились испытания на ползучесть в условиях предварительного отжига, при температуре 673 К в течение10 мин в воздухе. Эксперименты показали, что предварительный отжиг исследуемых лент на основе кобальта и железа приводит к деформации без возникновения скачков. Однако при этом на кривых ползучести аморфных образцов обнаружены затухающие колебания. Кривые термической деформации нанокристаллических сплавов сохраняют монотонность на всем интервале нагрева. Проявление колебаний при деформации может быть связано с уменьшением структурной вязкости и образованием локализованных полос сдвига в кобальтовых сплавах при наличии меньшей жесткости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553-а) и гос. задания (проект № 2476)

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА НА ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Кузнецов П.М.

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

Физика аморфных металлических сплавов или металлических стекол (МС) в последние два десятилетия является одной из самых быстроразвивающихся областей физики конденсированного состояния. Большой интерес, который привлекают к себе аморфные металлические сплавы, обусловлен как фундаментальными, так и прикладными аспектами. Так, несмотря на значительное количество научных публикаций, до настоящего времени отсутствуют единые представления о структуре аморфных металлических сплавов. Многочисленные модели аморфного состояния твердого тела, как правило, не могут адекватно описать его физические свойства Особенностью аморфных твердых тел, и в частности, аморфных металлических сплавов, является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам, что во многом обуславливает высокие магнитные свойства аморфных металлических сплавов. Варьирование химического состава МС позволяет получать многообразие их магнитных характеристик.

В настоящее время известны аморфные состояния для многих металлических систем. Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (облучение, механические и/или термические воздействия, химическая обработка) в МС осуществляется переход от метастабильного равновесия к новому, более равновесному состоянию, сопровождающийся изменением совокупности свойств МС, в частности, существенным снижением макроскопической пластичности. В связи с этим одной из значимых проблем при исследовании неупорядоченных сред остается проблема стабильности не только механических но и магнитных характеристик.

В работе проведены исследования магнитных характеристик шести аморфных металлических сплавов на основе Co: сплавы марок АМАГ-170, АМАГ-172, АМАГ-179, АМАГ-180, АМАГ-183, АМАГ-186, полученных методом спиннингования. Образцы с размерами 3,5×10×0,02 мм исследовали на вибрационном магнитометре. Все исследованные сплавы являются магнитомягкими с узкой петлей гистерезиса. В ходе работы установлено, что по мере увеличения содержания кобальта возрастает коэрцитивное поле. Вместе с тем, отсутствие Ni в сплавах АМАГ-183 и АМАГ-186 снижает значение коэрцитивного поля, в тоже время увеличение содержания кобальта в них приводит к незначительному росту коэрцитивного поля. Кроме того, отсутствие Ni приводит к возрастанию магнитного насыщения (сплавы АМАГ-183 и АМАГ-186). Результаты исследования зависимости магнитного насыщения от величины поля показывают, что изменение внешнего поля практически не влияет на магнитное насыщение.

Таким образом, показано, что варьирование состава сплавов приводит к изменению магнитных характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553)

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ПАЛЛАДИЯ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Новгородов Л.А.

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

Комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств, объемных металлических стекол (МС), подвергнутых термической обработке, является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований. Оценка механических свойств МС в зонах локального воздействия, в частности, импульсов когерентного излучения, является практически значимой задачей, в связи с тем, что лазерное излучение является одним из способов термической обработки.

В работе исследованы механические свойства объемных МС на основе Pd системы Pd–Cu–Ni–P (40% Pd) и Zr системы Zr–Ti–Cu–Ni–Al (52,5% Zr), а также морфологические особенности зон, формируемых в результате воздействия лазерного излучения. В работе использовали энергию лазерного импульса 0,35 и 0,5 Дж, длительностью ~ 2–4 мс. Воздействие осуществляли в среде аргона. Одна сторона образцов была приготовлена как металлографический шлиф. Изменение свойств материала после воздействия лазерного излучения, определяли путем измерения нанотвердости на установке Nano Indenter G200. Морфологические особенности поверхностей исследовали на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D.

В ходе работы было установлено, что в МС на основе Zr зона воздействия представляет собой "розетку", состоящую из радиально растущих кристаллов образовавшихся в центральной области оплавления. Выделяются зона оплавления и зона термического влияния. За границей зоны оплавления наблюдается кристаллизация не связанная с расплавлением материала. Рельеф, формируемый на поверхности, связан с объемным эффектом при кристаллизации. Это подтверждается дилатометрическими исследованиями. Зона воздействия в сплаве на основе Pd представляет собой вид «лунного кратера». Зона термического влияния металлографически не выявляется. При увеличении количества импульсов в сплавах на основе Zr наблюдается рост кристаллов, в сплаве на основе Pd зона воздействия практически не изменяется. Для исследования поведения механических свойств МС был использован метод наноиндентирования. Установлено, что в сплаве на основе Zr уменьшение нанотвердости и модуля Юнга связано со структурным превращением металлическое стекло → ГПУ кристалл. В сплаве на основе палладия незначительное уменьшение связано с процессами вторичного стеклования, идущими на поверхности.

Таким образом, установлено, что вид зон воздействия лазерного излучения в этих случаях различен, что обусловлено различием тепловых свойств материалов. Методом наноиндентирования показано, что в зоне воздействия лазерного излучения происходит изменение величин нанотвердости и модуля упругости объемных МС на основе циркония и палладия по сравнению с исходным материалом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553)

ИССЛЕДОВАНИЕ *IN SITU* ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФОЛЬГ AL С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

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

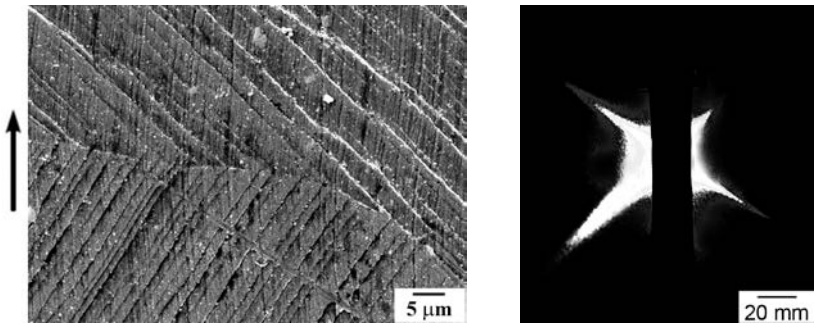
Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина
Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Хорошо известно, что элементарным актом пластической деформации кристаллических образцов является скольжение одной дислокации, при этом на поверхности образца в результате выхода дислокации возникает ступенька. В процессе развития пластической деформации число таких ступенек существенно возрастает, меняется их форма и ориентация, возникает и изменяется в процессе деформирования на поверхности образца деформационный рельеф из этих ступенек.

Характеристики этого рельефа и их изменение в процессе деформирования позволяют судить о физических процессах, определяющих пластическую деформацию кристаллических образцов.

Как правило, структура поверхности пластически деформированных образцов изучается с помощью методов световой или электронной микроскопии. В последнее время появились работы исследования структуры поверхности образцов с использованием туннельной микроскопии и фотоэмиссии. К сожалению, все указанные методы не позволяют in-situ в процессе деформирования образца проследить за изменением деформационного рельефа на поверхности образца.

В работе показана возможность дифракции лазерного излучения на квазипериодической деформационной структуре поверхности образца, которая проявляется в виде размытых дифракционных рефлексов. На рис. 1 приведена микрофотография типичной микроструктуры, возникающей на поверхности двух зерен поликристаллического образца алюминия, и дифракционная картина, возникающая при взаимодействии с ней лазерного излучения (He-Ne лазер).



а *б*

Рис. 1. Микрофотография типичной структуры поверхности бикристалла Al после деформирования на 15% (*а*) и соответствующая ей картина рассеяния лазерного излучения (*б*). Стрелкой показано направление растяжения образца.

Экспериментально показано, что дифракционные картины, полученные от поверхности образца *in situ* в процессе его деформирования, позволяют получить информацию о закономерностях возникновения и развития дислокационного скольжения. Например, такие исследования позволяют определить направление скольжения и его изменение в процессе деформирования, возникновение и развитие вторичного скольжения, относительный вклад каждого из них в пластическую деформацию исследованной области образца. По дифракционной картине можно определить минимальное расстояние между линиями скольжения, которое характеризует интенсивность развития дислокационного скольжения.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И ЕГО СПЛАВАХ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Босин М.Е., Русскин В.М.

Харьковская гуманитарно-педагогическая академия, г. Харьков, Украина,
bosin@yandex.ru

Бериллий в определённом смысле является экзотическим материалом в связи с малой плотностью ($\sim 1{,}8 г,/см^3$) и высокими прочностными характеристиками. Хрупкость – тот недостаток бериллия, который не даёт использовать его как конструкционный материал. Создание «пластичного» бериллия (без существенных потерь его прочностных характеристик) может идти по пути легирования, например, медью, а также по пути создания в кристаллах определённой дислокационной структуры. Поэтому представляют интерес любые измерения дислокационных взаимодействий в бериллии и его сплавах.

Исследовались монокристаллы Be, сплавов Be+0,23%Cu и Be+1,34%Cu. Образцы нагружались циклически 4-хточечным изгибом вокруг оси $[11\bar{2}0]$ с постоянной скоростью увеличения напряжения сдвига в системе двойникования $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$, равной $\dot{\tau} \approx$ МПа/мин. Цикл нагружения состоял в увеличении сдвигового напряжения от $\tau = 0$ до $\tau = 500$ МПа с последующим быстрым снятием нагрузки и выдержкой 10 мин. перед следующим циклом нагружения. При выбранной ориентации и способе нагружения образцов сдвиговые компоненты напряжения в системе лёгкого базисного скольжения $(0001)[11\bar{2}0]$ отсутствовали, а в системе двойникования и в системе призматического скольжения $(10\bar{1}0)[11\bar{2}0]$ были существенны, вследствие чего шло образование и развитие двойников, а также интенсивное призматическое скольжение в матрице; базисное скольжение наблюдалось в теле двойника.

В нескольких циклах повторных нагрузок двойниковые границы смещаются, с увеличением числа циклов смещения границ затухают, и после 8–15 циклов размеры двойников стабилизируются. Это явление частичной потери и последующего восстановления упрочнения границами двойников наблюдается как при прямом двойниковании, так и при раздвойниковании (при изменении знака напряжений). Легирование уменьшает суммарное смещение двойниковых границ при пульсации напряжений: в кристаллах Be+0,23%Cu – частично, в кристаллах Be+1,34%Cu – до нуля. При этом металлографические снимки показывают, что линии скольжения в чистом Be волнистые и однородно распределены в зоне деформации, а в кристаллах сплавов линии скольжения более прямые и протяжённые. Это означает, что поперечное скольжение в монокристаллах сплавов затруднено вследствие возрастания критического напряжения сдвига в базисной плоскости. Сам эффект потери и последующего восстановления упрочнения двойниковыми границами объясняются следующими реакциями, первая из которых протекает в окрестности границ в матрице кристалла, а вторая – в теле двойника:

$$\tfrac{1}{10}[10\bar{1}1]^{(\bar{1}012)}_{0,05} + \tfrac{1}{3}[\bar{2}110]^{(01\bar{1}0)}_{1,00} \rightarrow [uv\omega w]^{(hkil)}_{0,76} \qquad (1)$$

$$\tfrac{1}{10}[10\bar{1}1]^{(\bar{1}012)}_{0,05} + \tfrac{1}{3}[2\bar{1}\bar{1}0]^{(0001)}_{1,00} \rightarrow [uv\omega w]^{(hkil)}_{0,76} \qquad (2)$$

Обе реакции энергетически выгодны. В результате окрестности двойниковых границ «набиваются» сидячими дислокациями, которые и тормозят движение границ.

ОСОБЕННОСТИ СПЕКАНИЯ ПОРИСТОЙ ПЕНОДИАТОМИТОВОЙ КЕРАМИКИ

Скворцов А.А., Зуев С.М., Скворцов П.А.

Университет машиностроения, Москва, Россия,
SkvortsovAA2009@yandex.ru

Известно, что пенодиатомитовая керамика до сих пор является перспективным материалом. Несмотря на широкое применение в различных производствах, в строительстве и металлургии свойства этого материала практически не изучены. Цель настоящей работы – исследование поведения пористой пенодиатомитовой керамики в условиях отжига (до 5 часов) в диапазоне температур до 1100 ^{0}C.

В качестве объектов исследования нами использовались образцы пенодиатомитовой керамики размером 25×30×120 мм^3. До отжига по всему объему образца равномерно распределяются поры величиной до 0,5 мм. После отжига, вследствие спекания породы мелкие поры объединяются, образуя поры величиной более 2 мм. Новые поры имеют сферическую форму, трещин и разломов не наблюдаются.

Для отжига образцов использовалась стандартная резистивная печь (СНОЛ 1,6) с вертикальной загрузкой с максимальной температурой отжига до 1250 ^{0}C. После установления рабочей температуры образец в специальном контейнере помещался в нагретую печь в изотермическую область, включался секундомер, и отсчитывалось заданное время. Время нагрева-охлаждения образцов составляло 5–7 минут, и было значительно меньше времени изотермического отжига (1–3 часа). Отжиг производился при температуре 800 ^{0}C, 900^{0}C, 950^{0}C и 1000^{0}C, в течение 1, 2 и 3 часов. После отжига проводилось измерение механических свойств образцов.

В результате работы отработана методика определения механических характеристик пенодиатомитовой керамики, экспериментально измерены значение модуля упругости E = 0,32 ± 0,06 ГПа; скорости звуковых колебаний V = 846 ± 152 м/с; плотности ρ = 447,3 ± 9,6 кг/м3 и пористости P = 80 % образцов.

Рассмотрена динамика изменения модуля упругости образцов от времени отжига при температурах 800–1000 ^{0}C. Найдены значения энергий активации этого процесса W_{a1} = 0,22 ± 0,04 эВ; W_{a2} = 0,24 ± 0,04 эВ; W_{a3} = 0,23 ± 0,04 эВ при различных временах отжига. Полученные значения не противоречат литературным данным по фазовым переходам кремнезема.

Таблица. **Влияние отжига на характеристики керамики**

T отжига, ^{0}C	Δm/m, %	Δ l/l, %	ρ, кг/м^3	χ, Вт/(мК)	E, ГПа	V, м/ с
До отжига	0	0	447	0,12	0,32	846
800	2	1	456	0,14	0,33	850
900	3	2	477	0,16	0,41	923
950	3	6	535	0,19	0,53	992
1000	3	10	577	0,25	0,61	1031

Обнаружено изменение фазового состава образцов под воздействием высокотемпературного отжига. До отжига основу материала составлял SiO_2 в виде альфа-кварца. После отжига при 1000 ^{0}C в течение трех часов проявился SiO_2 в виде бета-кристабаллита. Таким образом увеличение модуля упругости под воздействием температуры связано не только с спеканием материала и увеличением плотности, но и с фазовыми преобразованиями.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-07-00869.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ДАННЫМИ ПО ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Федосеев М.Л., Петров С.Н., Ильин А.В., Лаврентьев А.А.

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

Одной из основных характеристик высокопрочных сталей, подтверждающих их работоспособность в составе конструкций ответственного назначения, является критическое значение раскрытия вершины трещины *CTOD* (Crack Tip Opening Displacement) – деформационный параметр трещиностойкости. Поэтому определение этой характеристики при минимальной предполагаемой температуре эксплуатации конструкции является необходимым элементом при выборе технологии изготовления проката.

При варьировании технологических процессов изготовления опытных хром- никель-молибденовых сталей, получен металл, несущественно отличающийся по стандартным прочностным и пластическим свойствам, но значительно отличающийся по величине CTOD.

В связи с этим была поставлена задача исследования связи полученных значений трещиностойкости с особенностями структурного состояния стали. Были применены следующие методы: интегральный – рентгеноструктурный анализ (РСА), и локальный (в вершине трещины и в основном металле) – дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ).

Для исследования подготавливались образцы в два этапа: сначала были получены критические нагрузки, затем проводилось нагружение аналогичного образца с нагрузкой приближающейся к критической, а затем образцы разгружались. После чего из массивного образца была вырезана область содержащая вершину трещины и проведена обработка поверхности для исследований.

В ходе исследования методом РСА получены меньшие значения микроискажений и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) в образце с неудовлетворительной трещиностойкостью, также в нем обнаружено присутствие остаточного аустенита.

При исследовании образцов методом ДОЭ установлено, что в образце с более низким значением трещиностойкости больше уровень локальных внутризеренных разориентировок.

По результатам исследований в образцах: 1) получены корреляции параметров трещиностойкости со значениями локальных внутризеренных разориентировок, 2) выявлена связь значений микроискажений кристаллической решетки и размера ОКР со значениями равномерного удлинения, 3) можно утверждать, что комбинация двух методов исследования (РСА и ДОЭ) позволяет в полной мере объяснить комплекс свойств образцов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛИ ФИЗИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Зиновьева О.С.[1,2], Романова В.А.[1], Шахиджанов В.С.[2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
emelyanova@ispms.tsc.ru

Хорошо известно, что внутренняя структура материала оказывает значительное влияние на его свойства и эксплуатационные характеристики изготовленных из него изделий, а также определяет его поведение под нагрузкой [1]. В данной работе с использованием методов численного моделирования исследовано деформационное поведение свободной поверхности поликристаллического титанового сплава.

Решается общая система уравнений для баротропной среды без учета массовых сил, включающая законы сохранения массы, количества движения, соотношения для скоростей деформации и определяющие уравнения, характеризующие среду. Структура поликристаллического титанового сплава задается в расчетах явно. Упругопластическое поведение материала описывается с использованием модели физической теории пластичности. В этом случае вид определяющих соотношений и входящие в них константы и параметры материала одинаковы для всех зерен поликристалла, при этом отклик каждого зерна в процессе деформации определяется его кристаллографической ориентацией. Трехмерные модельные поликристаллы с периодической структурой сгенерированы методом пошагового заполнения. В качестве модельного материала выбран технический титан ВТ1-0. Механическое поведение мезообъема материала моделируется в трехмерной постановке. Краевая задача решается численно методом конечных разностей.

Изучено напряженно-деформированное состояние, приводящее к изменению морфологии поверхности. Исследовано влияние кристаллографической ориентации зерен на характер деформационного рельефа поверхности. С этой целью проведены расчеты деформации модельных образцов с различными текстурами. Расчеты подтвердили ранее выдвинутую гипотезу [2] о связи между процессами изменения морфологии поверхности и кристаллографической текстуры материала. Выявлены зависимости характеристик рельефных складок на поверхности поликристаллического титана от текстуры материала.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 14-19-00766).

Список литературы

1. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Р.Р. Балохонов [и др.]; под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с.
2. Wright R.N. The direction of tensile strain and the “roping” phenomenon in ferritic stainless steels // Metall. Trans. A. – 1976. – V. 7. – I. 9. – P. 1385-1388.

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА С ПОРИСТЫМ КЕРАМИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ ОТ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОДЛОЖКИ

Зиновьев А.В.[1,2], Балохонов Р.Р.[1,2], Зиновьева О.С.[1,2,3], Романова В.А.[1,2], Мартынов С.А.[1,2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия*
[3]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
zav@ispms.tsc.ru

В работе численно исследовано напряженное состояние и разрушение композитного материала «пористое керамическое покрытие – стальная поликристаллическая подложка». Изучено влияние размера зерна в подложке на механические характеристики композита. Краевая динамическая задача решалась в постановке плоской деформации методом конечных разностей. Структура композита была задана явно. Для лучшего учета внутренней геометрии образца разработана методика генерации начальной криволинейной расчетной сетки [1]. Для моделирования зеренной микроструктуры подложки был разработан подход на основе метода клеточных автоматов. Определяющие уравнения для стальной основы включают упругопластическую модель изотропно упрочняющегося материала. Для керамического покрытия используется модель хрупкого разрушения на основе критерия Губера, которая учитывает зарождение трещин в областях объемного растяжения.

В качестве объекта исследований было взято четыре образца с различным средним размером зерна в подложке. Поскольку в зависимости от режима спекания покрытия граница раздела «покрытие – подложка» может быть как криволинейной, так и прямолинейной, все образцы рассматривались в двух вариантах. Образцы обладали идентичной структурой покрытия. Нагрузка прикладывалась к поверхности.

Под нагрузкой наблюдается сложное напряженно-деформированное состояние, связанное с неоднородной внутренней структурой образца. В роли концентраторов напряжений выступают поры, зубцы границы раздела «покрытие подложка», места тройного стыка, зерна с более низким, чем средний, размером. Концентраторы напряжений также наблюдались на ровной границе «покрытие – подложка» в пределах одного зерна. Их возникновение связано с влиянием пор в покрытии. Чем больше размер зерна, тем ниже идет кривая течения и тем раньше материал подложки начинает деформироваться пластически. Для образцов с ровной границей раздела «покрытие – подложка» показано, что, чем больше размер зерна подложки, тем позднее возникают сквозные трещины.

Список литературы

1. Zinoviev A., Balokhonov R., Martynov S., Romanova V., Zinovieva O., Numerical simulation of deformation and fracture in a coated material using curvilinear regular meshes // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2015. – V. 71. – P. 012072.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПОКАЗАТЕЛЯ ХЕРСТА СИГНАЛА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СПЛАВА АМГ5М

Грачева Я.И., Лепендин А.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
andrey.lependin@gmail.com

При процессах пластической деформации и разрушения металлических материалов может формироваться иерархия самоподобных структур дефектов, описываемых скейлинговыми соотношениями. Динамическая локальная перестройка внутренней структуры при формировании ансамблей дефектов сопровождается акустической эмиссией (АЭ). Характеристики акустического излучения зависят от типов источников и действующих физических механизмов (движения дислокационных ансамблей, скачков микротрещин и т.д.). Масштабная инвариантность деформационных процессов приводит к фрактальности ансамблей источников акустического излучения.

В настоящей работе проведено экспериментальное исследование самоподобия регистрируемых параметров акустической эмиссии, возникающей в условиях механического нагружения образцов из алюминий-магниевого сплава АМг5м. В отличие от предыдущих работ [1, 2] регистрируемая акустическая эмиссия не являлась дискретной, а носила преимущественно непрерывный характер. Это обуславливалось главенствующим вкладом от пластической деформации в исследуемом материале. Данное обстоятельство затрудняло применение подхода, связанного с построением амплитудных и временных распределений актов АЭ [1] и требовало принципиально другой методики обработки сигнала. В силу этого была применена модификация метода оценки показателя Херста, предназначенная для анализа фрактальных временных рядов.

Были построены временные развертки значений показателя Херста для сигнала акустической эмиссии. Последний делился на блоки равной длительности, для каждого из которых методом нормированного размаха строилась оценка показателя. Построенная таким образом нестационарная кривая изменения фрактальных свойств сигнала сопоставлялась с кривой деформационного упрочнения и «классическими» параметрами АЭ (кумулятивной эмиссией и скоростью потока актов АЭ). На большем протяжении времени эксперимента значения показателя Херста лежали вблизи 0.2÷0.25, что говорило о существенной антиперсистентности сигнала. Перегибам на кривой деформационного упрочнения, которые можно сопоставить различным стадиям пластической деформации, соответствовали резкие выбросы данного параметра.

Предлагаемый в работе подход к обработке АЭ-сигналов может в дальнейшем помочь в решении задачи выявления закономерностей коллективного повдения ансамблей источников акустической эмиссии при разрушении конструкционных материалов.

Список литературы

1. Лепендин А.А., Поляков В.В. Скейлинг характеристик акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении // ЖТФ. 2014. Т. 84. № 7. С. 96-100.
2. Лепендин А.А., Поляков В.В., Салита Д.С. Эволюция статистических характеристик акустической эмиссии при разрушении стеклотекстолита // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. № 9. С. 1-5.

НАКОПЛЕННАЯ АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СТЕКЛОТЕКСТОЛИТА СТЭФ

Лепендин А.А., Поляков В.В., Грачева Я.И.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
andrey.lependin@gmail.com

Особый интерес при изучении явления акустической эмиссии (АЭ) представляет анализ поведения регистрируемых в АЭ-испытаниях сигналов при разрушении структурно-неоднородных материалов. Процессы деформирования и разрушения в этом случае характеризуются наличием множества одновременно работающих физических механизмов [1]. В данной работе предложен новый подход к анализу сигналов акустической эмиссии, заключающийся в разделении потока актов эмиссии на отдельные вклады, характеризующиеся кумулятивной акустической эмиссией, которая в данном случае описывает накопление повреждений, обусловленных различными механизмами разрушения и соответствующими источниками АЭ в материале.

В качестве модельного материала в работе был выбран стеклотекстолит марки СТЭФ, представляющий собой стеклотканевый армирующий каркас, погруженный в хрупкую полимерную матрицу. Перестройку внутренней структуры в нем можно наблюдать непосредственно при помощи оптической микроскопии. Процесс разрушения реализуется за счет нескольких механизмов, в том числе растрескивания связующего, отслоения волокон ткани от матрицы и разрыва волокон. Акустическая эмиссия регистрировалась при статическом растяжении по «жесткой» схеме, с контролем деформации образцов. Растяжение проводилось до заранее заданной степени деформации в диапазоне от ε=0.1 до разрушения.

По методике, описанной в [2] проводился расчет амплитудных распределений для полного потока актов акустической эмиссии. Переход от малых деформаций к этапу роста и слияния микротрещин сопровождался постепенным выделением в полученных распределениях помимо основного также и дополнительного, а при дальнейшем нагружении вплоть до разрушения, и третьего участка. Как следствие, выделялось от одной до трех ветвей кумулятивной акустической эмиссии, рост которых начинался при различных степенях деформации и, судя по сопоставлению с данными оптической микроскопии и анализу кривых деформационного упрочнения, соответствовал последовательному включению нескольких механизмов разрушения.

Развитый подход может быть применен при изучении поведения характеристик акустической эмиссии материалов с неоднородным строением.

Список литературы

1. Лепендин А.А., Поляков В.В., Матвеев С.И. Исследование характеристик акустико-эмиссионных сигналов при разрушении пористого железа // Известия АлтГУ. 2009. № 1. С. 124-128.
2. Лепендин А.А., Поляков В.В. Скейлинг характеристик акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении // ЖТФ. 2014. Т. 84. № 7. С. 96-100.

УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ДВОЙНИКУЮЩЕГОСЯ МАТЕРИАЛА

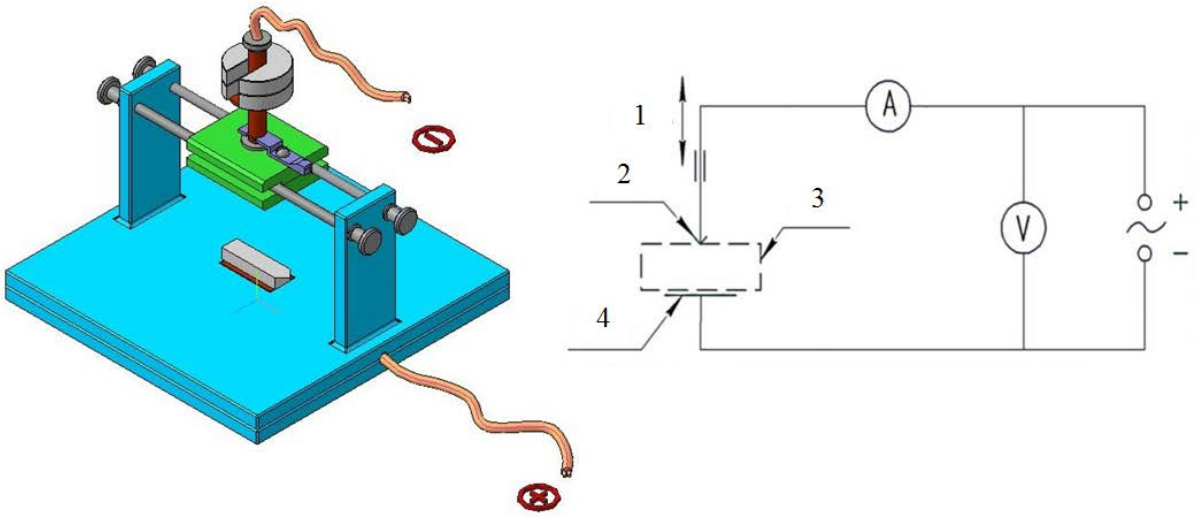
Влашевич В.В., Остриков О.М.

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

Электропластический эффект (ЭПЭ) – это эффективный метод воздействия на металл с целью улучшения его технологических и эксплуатационных свойств. Стимулирование пластической деформации металлических кристаллов электрическим током открывает новые возможности в управлении физико-механическими свойствами двойникующихся материалов, так как позволяет управлять процессами двойникования, а также связанным с ними процессом зарождения микротрещин. Поэтому исследование ЭПЭ, особенно при воздействии точечной нагрузки на твердые тела, является важной научной и практической задачей.

Цель работы – создание установки для микро- и наноиндентирования в условиях действия электрического тока.

Установка (см. рисунок) дает возможность исследовать особенности пластической деформации монокристаллов, бикристаллов, поликристаллов в условиях электропластического эффекта. С помощью установки возможно исследование возникающих в зоне локальной деформации двумерных дефектов, которые влияют на электромеханические свойства материалов.



3D модель установки и схема цепи питания:
1) движение индентора; 2) индентор; 3) образец; 4) медная пластина

Принцип действия установки заключается в том, что с помощью источника тока во время деформирования поверхности образца медным индентором через него и пластину-подложку через металлический образец пропускается электрический ток, создавая условия локальной электропластической деформации.

НАПРЯЖЕННО – ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В СИСТЕМЕ «НАНОДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ НАГРУЖЕНИЯ КРИСТАЛЛА

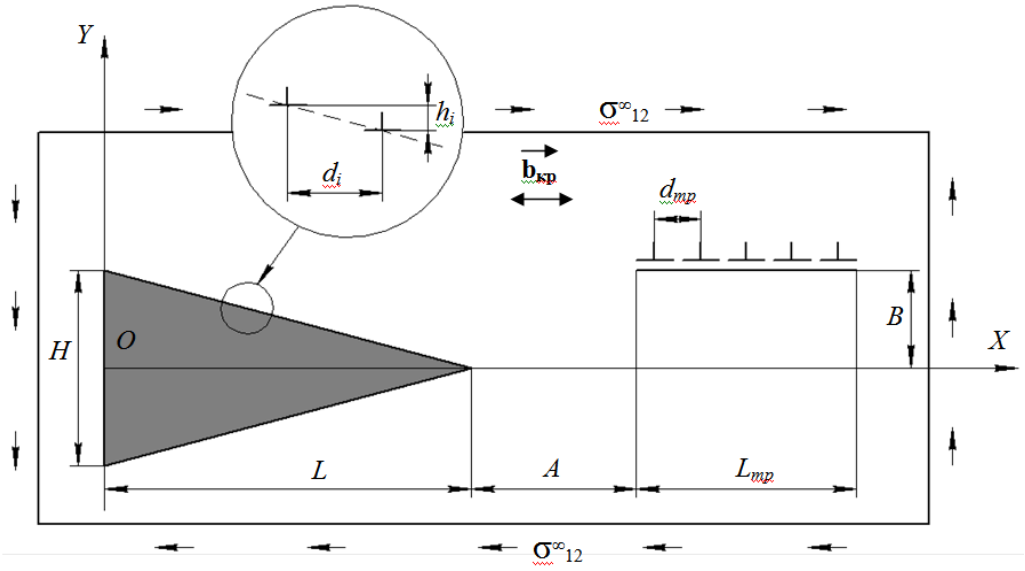
Влашевич В.В., Остриков О.М.

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

Разрушение твердых тел нередко обусловлено инициированным двойникованием образованием и развитием трещин. Поэтому моделирование условий, при которых реализуется зарождение трещины вблизи механического клиновидного нанодвойника вызывает большой интерес.

Целью работы явилась разработка методики расчета полей напряжений в системе «нанодвойник – трещина» в кристалле, деформируемом одноосными нормальными нагрузками, поперечным и антиплоским сдвигом.

На рисунке представлено схематическое изображение механического клиновидного нанодвойника, вблизи которого находится зародыш трещины при поперечном сдвиге.



На основании принципа суперпозиции напряжений, обусловленных нанодвойником и трещиной можно записать:

$$\sigma_{ij}(x,y) = \sigma_{ij}^{дв}(x,y) + \sigma_{ij}^{тр}(x,y).$$

Здесь $\sigma_{ij}^{дв}(x,y)$ – напряжения, обусловленные нанодвойником [1]; $\sigma_{ij}^{тр}(x,y)$ – напряжения, обусловленные трещиной [2]

В результате на основании дислокационного подхода разработан метод расчета полей напряжений в системе «нанодвойник – трещина» в твердом теле, деформируемом одноосными нормальными нагрузками, поперечным и антиплоским сдвигом.

1. Влашевич В.В., Остриков О.М. Метод расчета напряженного состояния обусловленного динамическим нанодвойником // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2014. № 2. – С. 43-50.
2. Астафьев В.И., Радаев Ю.Н., Степанова Л.В. Нелинейная механика разрушения // Самарский университет. – 2004. – С. 294 – 300.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-In

Сергеев С.Н.[1], Мусабиров И.И.[1], Шарипов И.З.[1,2], Гундеров Д.В.[2], Сафаров И.М.[1], Мулюков Р.Р.[1]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
sem17@mail.ru

Исследование сплавов системы Ni-Mn-In обусловлено тем, что в них наблюдается так называемый гигантский магнитокалорический эффект. Наличие такого эффекта позволяет рассматривать данный материал в качестве кандидата как твердотельного хладагента в холодильных устройствах. В настоящее время ведутся исследования в направлении повышения мощности охлаждающего элемента. Недостатком сплава в литом поликристаллическом состоянии является подверженность его разрушению при изменении температуры материала в области мартенситного превращения. Для решения этой проблемы возможно применение к сплавам деформационно-термической обработки с целью получения стабильных функциональных свойств, структуры, добиваясь при этом максимально возможной величины магнитокалорического эффекта.

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры и магнитных свойств поликристаллического сплава Ni45.34Mn41.43In13.23 (ат. %) после интенсивной пластической деформации кручением. Анализ температурной зависимости намагниченности сплава в исходном литом состоянии показывает, что в материале наблюдается два фазовых превращения: мартенситное и магнитное. Точки превращений разведены по температуре, и мартенситное превращение протекает ниже точки Кюри. Такое расположение точек актуально для наблюдения магнитокалорического эффекта в сплавах данной системы, поскольку знак эффекта в области магнитного превращения считается положительный (прямой эффект), а в области мартенситного превращения он отрицательный (обратный эффект).

Вследствие большой твердости материала и повышенной хрупкости при комнатной температуре интенсивная пластическая деформация кручением не дает результатов, а образец разрушается. В рамках данной работы обработка была проведена при температурах 350°С и 480°С. Анализ микроструктуры сплава в исходно литом состоянии показывает, что в ней наблюдается большое количество пор и микротрещин. В результате циклического мартенситного превращения происходит рост микротрещин и образец разрушается. В результате интенсивной пластической деформации кручением при температурах 350°С и 480°С в образце формируется большое количество трещин. при этом после обработки при температуре 480°С их количество меньше. Анализ микроструктуры методом растровой электронной микроскопии в режиме обратно-отраженных электронов не позволил определить наличие фрагментированной структуры в кристаллической структуре материала. Необходима дополнительная термическая обработка для определения наличия рекристаллизационных процессов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-02-31699 мол-а.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ И СВОБОДНОГО СПЕКАНИЯ

Лукьянова О.А., Красильников В.В., Сирота В.В.

НИУ БелГУ, Белгород, Российская Федерация
Sokos100@mail.ru

На сегодняшний день одним из наиболее перспективных направлений в порошковой металлургии является исследование керамических материалов на основе нитрида кремния. По уровню свойств и перспектив применения данный класс конструкционной керамики не уступает классу сталей. Конструкционная керамика на основе нитрида кремния выгодно отличается от других видов технической керамики удачным сочетанием механических, химических, термических и электрических характеристик. А именно, данный вид керамики обладает высокой прочностью, твердостью, термостойкостью и коррозионной стойкостью, износоустойчивостью, высокими показателями теплопроводности и электросопротивления, а так же низким коэффициентом температурного расширения. Совокупность перечисленных свойств объясняет крайне широкий спектр областей применения данного вида технической керамики. Керамика на основе Si_3N_4 широко применяется в производстве авиатехники и космической промышленности, в двигателестроении, в производстве двигателей внутреннего сгорания, в атомной, химической промышленности, а так же металлургии.

В настоящий момент, как на мировом, так и на отечественном рынках отчетливо наблюдается тенденция роста объема выпуска керамических материалов. В последние десятилетия производство керамики ежегодно повышается на 15–20%, что, к примеру, значительно больше объема выпуска алюминиевых и титановых сплавов, сталей и даже полимеров. Признанными мировыми лидерами в области производства технической керамики являются такие страны как США и Япония, доля которых в производстве составляет 38% и 48 %.

Был получен конструкционный керамический материал на основе нитрида кремния. Перемешивание порошков происходило в дисковой мельнице Retsch RS-200. В качестве метода компактирования был выбран метод холодного изостатического прессования (ХИП). Прессование осуществлялось с помощью пресса EPSI CIP 400 B - 9140 при комнатной температуре и давлении 200 МПа. Спекание проходило в атмосфере азота в высоотемпературной печи Nabertherm VHT 8/22-GR. Модуль Юнга находится в диапазоне 214-244 ГПА. Модуль индентирования составил 244 ГПа. Трещиностойкость полученного материала 3 МПа/м$^{1/2}$. Модуль сдвига составляет 90 ГПа. Коэффициент Пуассона составил 0,28. Микротвердость полученного материала составила 1375 HV и 980 HK. Полученный материал характеризуется практически полным отсутствие открытой пористости (0.01 %), однако размер пор на поверхности около 9 мкм. Плотность полученного материала 2,97 г/см^3.

В целом же, предложенный подход использования метода холодного изостатического прессования для компактирования изделий на основе порошков нитрида кремния с последующим свободным спеканием позволит получить высокопрочные, плотные изделия, обладающие высокими физико-механическими характеристиками.

КОБАЛЬТОВЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ОСНОВЕ

Давыдов Д.И., Казанцева Н.В., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Шишкин Д.А.

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

Сплавы системы Co–Al–W рассматриваются как перспективные конструкционные материалы, обладающие ферромагнитными свойствами. Они имеют схожую структуру с никелевыми сплавами, в которых упрочнение происходит за счет выделения интерметаллидной фазы (в данном случае Co_3Al вместо Ni_3A1). Кобальтовые сплавы обладают ферромагнитными свойствами и сохраняют их при нагреве до высоких температур, что позволяет использовать их как высокопрочный жаропрочный материал. При этом в литературе отсутствует подробная диаграмма состояния системы Co–Al–W. В большинстве работ диаграммы построены расчетным путем и сильно расходятся между собой[1,2].

Исследуемые сплавы относятся к материалам с большим различием в температурах плавления и с разным удельным весом компонентов. В результате, в литом состоянии, наряду с дендритной ликвацией, также возможна неоднородность в распределении химических элементов по высоте слитка. Для повышения однородности образцов обычно используют механическую обработку в сочетании с высокотемпературным отжигом. Однако, для многокомпонентного сплава со сложной диаграммой состояния, применение различных видов термомеханической обработки может существенно повлиять на его фазовый состав и свойства.

Работа посвящена исследованию влияния способов получения и различных видов термомеханической обработки на магнитные свойства и структурно-фазовое состояние сплава системы Co–Al–W. Обнаружено, что фазовый состав сплава и его магнитные свойства зависят от скорости охлаждения слитка после плавки. В отличие от бинарных систем Co–W и Co–Al, все фазы при комнатной температуре находятся в ферромагнитном состоянии. Определены температуры Кюри всех обнаруженных в сплаве фаз.

Анализ магнитных свойств материала, изученного в данной работе, показал, что магнитные параметры, такие как коэрцитивная сила, намагниченность насыщения, остаточная намагниченность, однозначно связаны с его фазовым составом и структурой. Сплавы имеют высокую намагниченность насыщения, малое значение коэрцитивной силы, что может быть использовано для производства современных магнитопроводов, работающих в условиях высоких температур. Присутствие в структуре сплава интерметаллидной фазы Co_7W_6 (μ-фаза) значительно понижает намагниченности насыщения и увеличивает значение коэрцитивной силы.

Работа выполнена по бюджетной теме ИМФ УрО РАН «Кристалл» с частичной поддержкой гранта РФФИ № 14-08-00108.

1. Sato J., Omori T., Oikawa K., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Cobalt-base high-temperature alloys // Science. 2006. P. 312.90-91.
2. Dmitrieva G., Vasilenko V., Melnik I. Al–Co–W fusion diagram in the Co–CoAl–W part // Chem. Met. Alloys. 2008. N 1. P. 338-342.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni_3Al

Давыдов Д.И., Казанцева Н.В., Степанова Н.Н. Виноградова Н.И., Тереньетев П. Б.

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

Жаропрочные никелевые сплавы применяются для изготовления турбинных лопаток стационарных газотурбинных установок, длительно работающих в широких интервалах температур и напряжений. Основными фазами таких сплавов являются твердый раствор на основе никеля и упрочняющая фаза на основе интерметаллида Ni_3Al со сверхструктурой типа $L1_2$ (γ'-фаза).

Интерметаллическое соединение $Ni_{75}Al_{25}$ при комнатной температуре находится в парамагнитном состоянии (T_c = 41К). Деформация может привести как к росту, так и к уменьшению значений магнитной восприимчивости сплавов на основе Ni_3Al [1]. Различие в поведении сплавов объясняется различной структурой сплавов, возникающей в результате деформации. Формирование нанокристаллической структуры в интерметаллиде Ni_3Al проводит к значительному падению степени дальнего порядка в сплаве в целом, и к понижению магнитной восприимчивости [2]. Изменение магнитных характеристик сплавов сильно зависит от состава.

Напряженное состояние, возникающее в турбинной лопатке в процессе эксплуатации, в значительной степени близко к одноосному растяжению. В работе выполнены модельные эксперименты по высокотемпературной деформации образцов из жаропрочного никелевого сплава ЧС-70, а также образцов однофазного Ni_3Al при температурах 850°С и 880°С с различными скоростями нагружения. Проведено сравнение дефектного состояния и магнитных свойств сплавов вблизи зоны разрушения. Высокотемпературная деформация приводит к изменению магнитных свойств: в исходно парамагнитном сплаве после деформации на кривой зависимости намагниченности от поля появляется узкий гистерезис.

Вблизи зоны разрушения видны полосы деформации, внутри которых повышена плотность дефектов. Дефекты упаковки видны в виде тонкополосчатого контраста и на светлопольных, и на темнопольных изображениях. Обнаружено большое количество пересекающихся дефектов упаковки. При высокотемпературной деформации внутри частиц интерметаллида, имеющих высокую степень дальнего порядка, локально возникает объемный комплекс дефектов, который выступает в качестве ферромагнитного кластера в парамагнитной матрице.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-03-31499.

1. Baker I., Wu D. Strain-induced ferromagnetism in $L1_2$ compounds // TSM letters. 2005. v. 2. p. 57-58.
2. Zeng Q., Baker I. The effect of local versus bulk disorder on the magnetic behavior of stoichiometric Ni_3Al // Intermetallics. 2007. v. 15. p. 419-427.

МЕХАНИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ ИЗУЧЕНИЯ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ ЖЕЛЕЗО - УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Чуканов А.Н.[1], Сергеев Н.Н.[2], Яковенко А.А.[3]

[1]Тульский государственный университет, Тула, Россия;
[2]Тульский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого;
[3]ОАО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия
alexchukanov@yandex.ru

Представлены результаты развиваемой авторами методологии изучения деградации, перехода сплавов системы Fe–C в локальное предельное состояние и деструкции на основе анализа параметров комплекса неупругих эффектов, фиксируемых методами механической спектроскопии (внутреннего трения – ВТ). Описывали состояние сплавов Fe–*C*, содержащих стохастически распределенные микрообъёмы, переходящие вследствие внешних деструктивных воздействий в локальное предельное состояние. Моделировали влияние напряжений, локализованных в указанных микрообъёмах, на дислокационную динамику. Учитывали избирательную активацию микроконцентраторами термофлуктуационного взаимодействия дислокаций пересекающихся плоских скоплений [1].

Разработанный подход в сочетании с известными механизмами неупругих эффектов (Канелли-Вердини, Снука, Кёстера), позволил детализировать процессы деградации и развивающейся деструкции. Фиксируемый в ходе усиления деструктивного воздействия характер рассеяния отражал эволюцию диссипативных структур различного масштабного уровня [2]. На основе разработанной методологии исследовали: 1) стадийность деградации и деструкции; 2) поведение и роль примесей внедрения (C, N, H) в деградации сплавов Fe–C; 3) синергизм деградации и деструкции (влияние эволюции ансамбля микротрещин на перераспределение примесей внедрения); 4) поведение водорода и локализованное обезуглероживание в условиях водородной хрупкости при электролитическом насыщении.

Объектами являлись деформационно и коррозионно-поврежденные упрочненные низколегированные строительные, арматурные и трубные стали с ферритно-перлитной и бейнитной структурой. Анализировали амплитудные и температурные зависимости ВТ, полученные при низко- и среднечастотных измерениях, в диапазоне от -190 до 500 ^0C. Анализировали изменение термоактивационных параметров неупругих эффектов ($Q^{-1}{}_m$, T_m, $Q^{-1}{}_f$, H) от степени деформации и условий наводороживания. Параллельно измеряли динамический модуль нормальной упругости (E), плотность, параметры тонкой структуры (плотность дислокаций, микронапряжения, размер блоков), проводили качественный и количественный металлографические анализы, оценивали уровень корреляции перечисленных характеристик. Проведенные исследования с использованием разработанной методологии позволили существенно углубить известные представления о развитии деградационных процессов и разрушения.

1. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys // ISSN1062-8738. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011,Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.
2. Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Баранов В.П., Яковенко А.А. Развитие повреждаемости и обезуглероживание высокопрочных низколегированных сталей в условиях водородного охрупчивания // Металловедение и термическая обработка металлов.- 2015.-№ 2.- С. 4 - 9.

ОБРАЗОВАНИЕ УГЛЕВОДОРОДОВ И ДЕСТРУКЦИЯ НАВОДОРОЖЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

[1]Чуканов А.Н., [2]Сергеев Н.Н., [2]Терешин В.А., [3]Яковенко А.А.

[1]*Тульский государственный университет, Тула, Россия*
[2]*Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого*
[3]*ООО «Металлург–Туламаш», Тула, Россия*
alexchukanov@yandex.ru

В окрестностях несплошностей, развивающихся при эксплуатации строительных низколегированных сталей в водородсодержащих средах, фиксировали обезуглероживание [1,2]. Анализ результатов испытаний таких сталей на длительную прочность при электролитическом насыщении водородом позволил связать обезуглероживание с изменением стабильности карбидной фазы, её диспергированием и диффузией углерода из объёма к ювенильным поверхностям микронесплошностей. Молизующийся водород создавал коллекторы с высокими напряжениями, провоцирующими трещинообразование. Следствием являлось обезуглероживание перенапряженных микрообъемов. В бейните фиксировали ферритные участки, прилегающие к концентраторам. Высказали гипотезу образования в коллекторах углеводородов. Считали, что параллельно обезуглероживанию происходит образование метана с его накоплением и удалением. Создавая дополнительные напряжения в микропорах, метан ускоряет их развитие [2].

Провели термодинамическую оценку реализации высказанной гипотезы и вариантов развития реакций образования углеводородов в коллекторах (несплошностях) высокопрочных строительных сталей со структурой перлита и бейнита в условиях их электролитического контакта с водородосодержащей средой. Определили предпочтительную реакцию. Разработали кинетическую схему процесса. При её создании оценили несколько вариантов превалирования различных реакций, определяющих как обезуглероживание, так и накопление водорода и метана в коллекторах. Выбор варианта связали с механизмом насыщения (катодное, анодное). На всех этапах насыщения (абсорбции, адсорбции и диффузии водорода в объёме сталей) учитывали параллельные реакции образования молекул водорода и метана. Рассмотрели оптимальные реакции образования молекул метана из атомов (и молекул) водорода и атомов углерода при температурах 300–400 К и давлениях ~ 1 ат. Выявили, что их реализация внутри и на поверхности поры постоянного объёма характеризуется большой по модулю убылью парциальной энергии Гиббса и ростом парциальных давлений метана и водорода. Разработанная кинетическая схема учитывает изменение парциальной свободной энергии реакции. Её использовали в качестве термодинамической силы диффузионного потока углерода.

Список литературы

1. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности.- Матер. межд. конф. 2014 г., С-Пб., Россия, С. 194-197.
2. Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Баранов В.П. Деструктивное обезуглероживание упрочненных конструкционных низколегированных сталей // Деформация разрушения материалов и наноматериалов (ДиРМН).- Сб. матер. V межд. конф., Москва, 2013, ИМЕТ им. Байкова, С. 364-365.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОГО НАСЫЩЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

[1]Чуканов А.Н., [2]Яковенко А.А., [1]Леонтьев И.М.

[1]*Тульский государственный университет, Тула, Россия*
[2]*ООО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия*
alexchukanov@yandex.ru

Стресс - коррозия упрочненных конструкционных сталей при контакте с водородсодержащими средами в диапазоне климатических температур контролируют водородное охрупчивание и старение сталей [1]. Их последствием является локализованное обезуглероживание [2]. При низкотемпературном водородном охрупчивании обезуглероживание связывают с диспергированием и деструкцией структурных элементов [2]. Механизмы процессов деструктивного обезуглероживания, связанные прежде всего с диффузией и взаимодействием примесей внедрения, а также роль старения не определены.

Изучали механизмы перераспределения и взаимодействия примесей внедрения (C, N, H), в ходе деформации и электролитического насыщения водородом под нагрузкой в растворах 5% H_2SO_4 с добавками 2,5% NH_4CNS, j = 3 и 60 А/м^2. Объекты – стали марок Ст5, 20, 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т. Анализировали связь деструкции с перераспределением примесей внедрения и деградацией свойств сталей. Базировались на субструктурных изменениях, выявленных в результате измерений внутреннего трения. Уточняли влияние на механизмы диффузионных процессов эволюции ансамбля микротрещин, создаваемых в ходе внешнего воздействия.

Фиксировали изменение концентрации C и N (по высоте и площади максимума Снука) с увеличением интенсивности деструктивного воздействия. Установили увеличение диффузионной подвижности атомов внедрения в области концентраторов напряжения (микротрещин, пор). Наблюдали увеличение диффузионной подвижности атомов C и N в присутствии атомов H. Анализировали возможность синтеза углеводородов в ходе взаимодействия C и H.

На основе наблюдавшейся локализации и морфологии микротрещин выявили синергизм эволюции их ансамбля с диффузионным перераспределением примесей внедрения. Считали, что локальное обезуглероживание дополнительно может быть связано с развитием старения. Насыщение водородом ускоряет диффузию атомов внедрения, делая возможным образование их комплексных сегрегаций как на дислокациях, так и границах зерен.

Список литературы

1. Леонтьев И.М., Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. Обезуглероживание, водородная хрупкость и старение высокопрочных сталей в условиях электролитического наводороживания // Матер. межд. конф. «XXI Петербургские Чтения по проблемам прочности». (15–17.04. 2014 г., Санкт-Петербург, Россия, С. 194-197.
2. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Леонтьев И.М. Локальное обезуглероживание и прочность конструкционных сталей при деструктивных воздействиях // «Фундаментальные и прикладные аспекты новых высокоэффективных материалов». Всеросс. науч. интернет-конф. с межд. участием: Матер. конф. (Казань, 29.10.13 г.). С 176-177.

ВЛИЯНИЕ ВИДА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Андронов И.Н., Богданов Н.П., Чурилина И.В., Богдашова Н.С.

Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия,
iandronov@ugtu.net

Известно, что металлы и сплавы, испытывающие мартенситные фазовые превращения, подвергнутые предварительной термоциклической обработке, способны демонстрировать обратимые деформации, значительно превосходящие достигнутые ранее [1–3]. В данном сообщении приведены результаты исследования необратимого деформирования сплава ТН-1 в условиях теплосмен в режиме кручения под действующими напряжениями, существенно превосходящими фазовый предел текучести.

Исследование проводили на сплошных цилиндрических образцах сплава ТН-1 с характеристическими температурами мартенситных превращений $M_н$ = 326К, $M_к$ = 298К, $A_н$ = 365К, $A_к$ = 395 К. Опыт ставили следующим образом: в мартенситном состоянии при температуре 295К металл нагружали заданным крутящим моментом M, сообщая ему некоторое касательное напряжение $\tau_н$ (напряжение при нагревании), затем нагревали до 450К, измеряя при этом угол сдвига. При наибольшей температуре образец разгружали до напряжения $\tau_о$ (напряжение при охлаждении) и охлаждали до исходной температуры. Описанный цикл повторяли до 10 раз, пока деформационные отклики, связанные с ЭПФ и пластичностью прямого превращения (ППП), не принимали установившиеся значения. В дальнейшем указанные серии опытов повторяли, но уже при других значениях напряжений $\tau_н$ и $\tau_о$ и режимах нагружения, например: 1) $\tau_н = \tau_о = \tau$; 2) $\tau_н = \tau$; $\tau_о = 0$; 3) $\tau_н = 0$; $\tau_о = \tau$.

Для сравнительного анализа деформирования материала можно ввести коэффициенты, позволяющие проводить сравнение деформаций в разных режимах. Например, коэффициент, показывающий отношение необратимой деформации во втором режиме к деформации в первом режиме для произвольного термоцикла $k_{2-1} = \gamma_2/\gamma_1$. Сравнение (по коэффициентам) позволяет определить оптимальный в смысле величин обратимых и необратимых деформационных откликов режим «тренировки».

Предложенный метод необратимого деформирования никедида титана может быть использован для задания исходной формы элементам конструкций, сделанным их из материалов с памятью формы в устройствах и механизмах сложного функционального назначения.

Список литературы

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А. Влияние предварительного термоциклирования на физико-механическое поведение медномарганцевых композиций в условиях проявления обратимой памяти формы// Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1986. №2. С. 97-102.
2. Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Чернавина А.А. Особенности реализации аномально высоких эффектов памяти формы в термомеханически обработанных сплавах TiNi//Материаловедение. 2012. № 11. С. 23-30.
3. Андронов И.Н., Рябков Ю. И., Богданов Н.П., Северова Н. А., Данилов А. Н. , Чурилина И. В. Необратимые деформации и эффект сверхпластичности сплава ТН-1 при термоциклировании через интервалы мартенситных переходов под нагрузкой//Деформация и разрушение материалов – 2014- № 9. С. 17-26.

СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Ильясов Р.Р.[1], Автократова Е.В.[1], Маркушев М.В.[1], Предко П.Ю.[2], Никитина Е.В.[2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского (МАТИ), г. Москва*
ilyasov@imsp.ru

Методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ОМ, ПЭМ и СЭМ) изучена структура сварных соединений листов алюминиевого сплава 01570 (Al–5,9Mg–0,42Mn–0,24Sc–0,1Zr, вес.%), полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) с различной скоростью перемещения инструмента.

ОМ и СЭМ (EBSD) исследования показали, что СТП с малой скоростью перемещения инструмента формирует в зоне перемешивания типичную для алюминиевых сплавов макроструктуру «луковых колец» (onion rings). Зеренная структура сплава из частично рекристаллизованной, преимущественно волокнистой преобразуется в шве в равноосную ультрамелкозернистую с размером зерна ~1–2 мкм. При этом в темных кольцах зерна меньше, чем в светлых и разница в их среднем размере может достигать 1 мкм. СЭМ (EDX) анализ не выявил значимой разницы в распределении химических элементов в кольцах с различной травимостью. ПЭМ анализ тонкой структуры шва показал низкую плотность решеточных дислокаций внутри (суб)зерен. Дисперсные частицы $Al_3(Sc,Zr)$ преимущественно сохраняют когерентность с матрицей, несмотря на то, что становятся крупнее, чем вне зоны термомеханического влияния, и их плотность уменьшается. Однако полученные данные не дают достаточно оснований для заключения о частичном растворении алюминидов ПМ, вызванном интенсивной пластической деформацией сплава в зоне шва.

С увеличением скорости перемещения инструмента изменяется как форма и размеры ядра (луковицы), так и микроструктура шва и околошовной зоны. Структура соединения становится, в целом, менее однородной: зерна в кольцах укрупняются до ~3 мкм; а в зоне контакта с инструментом наблюдается полоса из аномально подросших до ~10 мкм зерен. Как и при малой скорости, явного различия в химическом составе темных и светлых колец не выявлено. Также установлено, что при большей скорости перемещения инструмента интенсивность роста дисперсоидов выше, что приводит к большей доле некогерентных выделений.

Оценка микротвердости в поперечной плоскости СТП соединения показала, что с повышением скорости перемещения инструмента микротвердость в зоне шва снижается на 10–15%.

Сделан вывод о том, что оптический контраст СТП соединения сплава 01570 в основном обеспечивается разнозернистостью. Обсуждены механизмы трансформации зеренной структуры сплава при СТП в зоне шва и в зоне термомеханического влияния. Рассмотрены причины и механизмы потери дисперсоидами когерентности, а также роль последних в формировании структуры и прочности СТП соединений.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ Al–Mg–Sc–Zr СПЛАВА

Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
oksana@imsp.ru

Методами оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии анализировали эффект равноканального углового прессования (РКУП) и последующего часового отжига на структуру и вторые фазы алюминиевого сплава 1570С (Al–5Mg–0.18Mn–0.2Sc–0.8Zr–0.01Si–0,01Fe, вес. %). Для этого гомогенизированный слиток с равноосными зернами размером ~25 мкм и равномерно распределенными когерентными выделениями $Al_3(Sc,Zr)$ подвергали 3 и 8 проходам РКУП (ε ~3 и 8, соответственно) при 325°С и отжигали в интервале температур 350–520ºС.

Установлено, что после 3 проходов РКУП микроструктура сплава становилась смешанной, состоящей из нерекристаллизованных участков исходных зерен с развитой субструктурой, окруженных мантией из новых ультрамелких зерен размером ~1–2 мкм и объемной долей ~ 30%. После 8 проходов РКУП объемная доля ультрамелких зерен возросла до ~70% при сохранении их размеров.

При последующем отжиге во всем исследованном интервале температур отмечался нормальный рост ультрамелких зерен, сформировавшихся при РКУП. При этом с повышением температуры отжига интенсивность роста зерен возрастала и после отжига при 520°С из размер составил ~ 5 мкм.

Отжиг также изменял размеры алюминидов переходных металлов и природу межфазной границы алюминид-матрица, причем эти изменения зависели как от температуры нагрева, так и области расположения дисперсоидов. Так в сплаве после 3 проходов РКУП и отжига при 475 °С, в нерекристаллизованных участках дисперсоиды сохраняли когерентность с алюминиевой матрицей и практически не изменяли свой размер, в то время как в ультрамелкозернистой мантии они преимущественно теряли когерентность и заметно увеличивались в размерах, приобретая более компактную сферическую форму. После же 8 проходов РКУП большое количество укрупненных некогерентных частиц фиксировалось даже после отжига при более низкой температуре 450°С. Такое поведение частиц свидетельствовало о том, что оно неразрывно связано с трансформацией зеренной структуры сплава при отжиге, а именно с интенсивностью нормального роста мелких зерен.

Обсуждены механизмы и движущая сила обнаруженных изменений структуры сплава при РКУП и последующем отжиге, а также факторы, определяющие его термическую стабильность с ультрамелкозернистой структурой. Сделаны заключения о потенциале возможного использования таких сплавов в зависимости от доли получаемой ультрамелкозернистой структуры.

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В Cr- И Cr–Mn-СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Березовская В.В., Расковалова Ю.А., Бизяева Д.О.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия
raskovalovaja@gmail.com

Эксплуатационная надежность изделий современной техники, работающей в условиях сложного нагружения и предусматривающих, помимо механических, химические и физические факторы, определяется не только химическим составом, но и структурным состоянием сталей. В этой связи исследование закономерностей фазовых превращений и формирования структуры высокоазотистых сталей в тех или иных условиях эксплуатации является актуальной задачей.

Цель данной работы – исследование стабильности пресыщенного γ-твердого раствора высокоазотистых сталей разного состава к распаду и фазовым превращениям при термической и термопластической обработке.

В работе изучены дилатометрические эффекты и структура высокоазотистых аустенитных коррозионностойких сталей: 30Х15АМ, 01Х18АН2, 06Х18АГ19М2, 07Х16АГ13М3 после закалки (последняя сталь также после ХПД). Для изучения размерных эффектов исследуемых сталей в интервале температур 20–900°С использовали дилатометр Шевенара с измерительной головкой высокой чувствительности HS и сплавом пирос в качестве эталона. Скорость нагрева образцов в печи дилатометра составила 0,2°/сек, а охлаждения – 3,5°/сек.

При анализе дилатограмм сталей 30Х15АМ и 01Х18АН2 показано, что в области температур 650-740°С (30Х15АМ) и 600-680°С (01Х18АН2) в результате распада $A \rightarrow Cr_2N+Cr_{23}C_6+Ф$ (30Х15АМ) и $A \rightarrow Cr_2N+Ф$ (01Х18АН2) протекает полиморфное превращение с образованием феррита, по аналогии с углеродистыми мартенситными сталями, в которых в данном интервале температур протекает распад остаточного аустенита $A_{ост} \rightarrow Ф+Fe_3C$. Процесс сопровождается положительным размерным эффектом.

В сталях, легированных азотом, обратное превращение феррита протекает в две стадии вследствие неоднородности химического состава аустенита исходного и обедненного в результате выделения нитридов. Вследствие этого на дилатограмме стали 01Х18АН2 наблюдаются 2 мартенситные точки, соответствующие 430 и 250°С.

Дилатограммы сталей 06Х18АГ19М2, 07Х16АГ13М3 показывают высокую стабильность аустенита при нагреве до 850°С (06Х18АГ19М2) и до 800°С (07Х16АГ13М3), выше которых наблюдается увеличение объема образцов, связанное с процессами прерывистого распада аустенита.

Холодная пластическая деформация прокаткой со степенью 0,2 и 0,4 выявляет значительный отрицательный дилатометрический эффект в интервале температур 660-840, связанный с процессами рекристаллизации. В отпущенных образцах все размерные эффекты оказались менее выраженными, что связано с частичным протеканием указанных процессов еще в процессе нагрева при 500 °С.

Сравнение исследованных сталей разных систем легирования показывает, что Cr–Mn–N-стали показывают высокую стабильность в отношении к распаду при нагреве, а так же мартенситным превращениям.

Список литературы

1. Дилатометрические эффекты распада пересыщенного γ-твердого раствора в деформированной Cr-Mn-Mo-стали, легированной азотом / А. В. Пичугин, А. Я. Гулько, С. Б. Михайлов

// XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых — металловедов. Екатеринбург, 2012. — С. 280-282.
2. Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В., Боброва В.Е., Банных И.О. Влияние термической обработки на структуру высокоазотистых аустенитных коррозионностойких сталей 04Х22АГ17Н8М2Ф и 07Х20АГ9Н8МФ. Металлы, 2009, № 2. С. 61-68.
3. Банных О.А., Блинов В.М., Березовская В.В., Костина М.В., Гервасьев М.А., Голяков И.В., Трушин И.С. Влияние мартенситного (γ→α)-превращения в Fe-Cr-N-сплавах на коррозионное растрескивание под напряжением //Металлы. 2005. № 4. С. 26-31.
4. Статья в металлах 2015

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА Ti–50,4 ат.%Ni

Хусаинов М.А., Малухина О.А., Андреев В.А.

Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого, Великий Новгород, Россия
Mikhail.Khusainov@novsu.ru

Одним из наиболее перспективных конструкционных элементов из сплавов с эффектом памяти формы является сферический сегмент. Который, после прогиба в мартенситном состоянии, в фазовом переходе мартенсит деформации→аустенит теряет устойчивость и совершает взрывной скачок к исходной форме.

Данное явление, впервые обнаруженное нами на сегментах диаметром 11–14 мм, активно изучается. Экспериментальные исследования функциональных свойств сферических сегментов $\varnothing 17^{-0,2}$ мм позволили найти геометрические размеры сегментов, при которых всегда реализуется взрывной характер термоупругой деформации памяти формы. А если на пути возврата формы установить препятствие, например, в виде силоизмерителя, то сегмент совершает удар о препятствующее тело с определенной силой.

В данной работе дается полный анализ генерируемых в материале сегмента внутренних сил реализуемых в момент взрывного скачка. Приводятся зависимости высоты отскока сегмента от нагретой поверхности, высота подскока груза, помещенного на вогнутую поверхность сферического сегмента, подбрасывающей груз при отогреве, импульса силы и силы удара от геометрических соотношений сферических сегментов диаметром $17^{-0,2}$, $20^{-0,2}$, $30^{-0,3}$, $40^{-0,3}$ мм.

Приводятся конструкции термозапорных клапанов, защищенных патентами на изобретение, в которых сферический сегмент является запорным элементом или выполняет функции пускового механизма, по закрытию клапана. Такой вариант клапана может использоваться при больших давлениях рабочей среды.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ SiC–B_4C–TiB_2

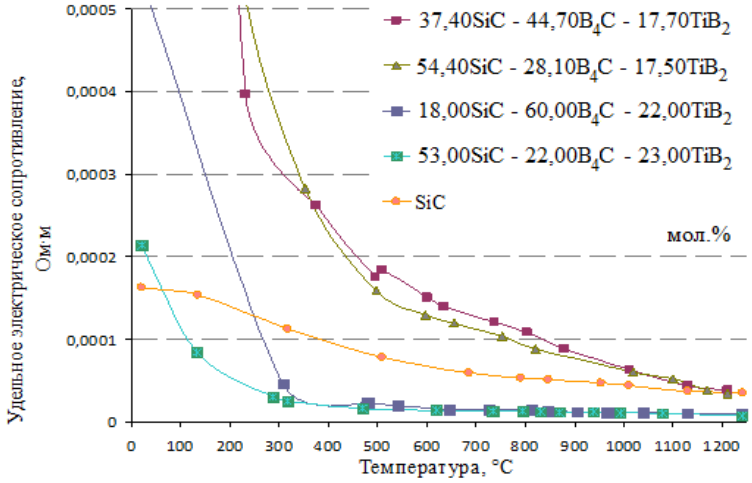
Захарова В.А., Орданьян С.С., Данилович Д.П.

Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия
ceramic-department@yandex.ru

Благодаря развитию аэрокосмической промышленности, в последнее десятилетие сильно возрос интерес к высокотемпературной керамике на основе бескислородных соединений, которая должна функционировать в суровых условиях механических и тепловых нагрузок.

Помимо того, что материалы SiC−B_4C−TiB_2 применяются для механических целей [1], они также могут использоваться в качестве термоэлектрических материалов при высоких температурах [2-4].

Испытания по определению температурной зависимости удельного электрического сопротивления осуществлялись на установке ВП-001 (ГИПХ), в интервале температур 20 – 1200 °С в вакууме. Все изученные материалы имеют отрицательный температурный коэффициент сопротивления, находящийся в диапазоне (–5,35 ÷ -0,15) · 10^{-3} K^{-1}. Энергии активации электропроводности материалов в диапазоне температур 20-~480 °С лежат в диапазоне 8–11 мэВ, что, примерно, в 3–4 раза выше, чем у SiC. В диапазоне температур ~320–1250 °С для каждого из составов можно выделить два интервала, в пределах которых энергия активации электропроводности находится в пределах 59–142 мэВ и 192–644 мэВ, хорошо коррелируя с долей TiB_2 в материале.



Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-00501 а.

1. Ordanyan S.S. Nonoxide High-Melting Point Compounds as Materials for Extreme Conditions / S.S. Ordanyan, S.V. Vikhman, D.D. Nesmelov, et. all // Advances in Science and Technology. – 2014. – №89 – P. 47-56.
2. Klimiec, E. J. Electric properties of monophase polycrystalline sinters SiC, B_4C, TiC and their composites as non-inductive volume resistors / E. Klimiec, L. Stobierski, St. Nowak, W. Zaraska, S. Kuczyński // Electroceram. – 2009. – №26. – P. 90-98.
3. McLeod, A. D. J. Electrical Resistivities of Monocrystalline and Polycrystalline TiB_2 / A. D. McLeod, J. S. Haggerty, D. R. Sadoway //Joornal of the American Ceramic Society. – 1984. – №11. – P. 705-708.
4. Lankau, V. J. Preparation and Thermoelectric Characterization of SiC–B_4C Composites / V. Lankau, H-P. Martin, R. Hempel-Weber, N. Oeschler, A. Michaelis // Journal of Electronic Materials. – 2010 – №9. – P. 1809-1813.

УДК 620.111.3

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА

Кустов А.И.[(1)], Мигель И.А

[(1)]Воронежский государственный педагогический университет, Россия
ВУНЦ ВВС ВВА им. проф. Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru

Задача оценки работоспособности твердых тел всегда актуальна. В последние 10–15 лет её решение эффективно осуществляется *АМД*-методами [1,2]. *Цель* настоящей работы – продемонстрировать возможности АМД-методов по визуализации характерных структур твердотельных материалов, оценке их прочностных свойств, и анализу влияния дефектов на эти свойства. Объектами изучения в данной работе были стали, подвергнутые различным внешним воздействиям. Режим акустической визуализации формирует акустические изображения структуры объекта на различной глубине. По ним рассчитывают размеры отдельных зерен, оценивают их форму. Это определяющие параметры для оценки прочностных свойств металлических материалов. Так, по изменению размера зерна ($d_З$), в соответствии с законом Холла-Петча, $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k\, d_з^{-1/2}$, рассчитываются [3] значения $\sigma_{0,2}$. Оценка степени деформации, в том числе ее заметных локальных изменений, производилась по трансформации формы отдельных зерен. Другой базовый АМД-метод - *V(Z)*-кривых - позволил рассчитать значения скоростей υ_R акустических волн (АВ) в материале (с точностью до 0,2%). Деформация металла, зарождение упругих неоднородностей или микротрещин, проявлялись в трансформации формы *V(Z)*-кривых. Этот метод позволил рассчитать величину упругих неоднородностей, оценить степень их опасности, как по форме, так и по плотности в растре, без акустической визуализации.

На рис.1 представлена зависимость $\sigma_{0,2}$ от температур отжига для стали 18ХГТ. Полученная кривая демонстрирует повышение прочностных свойств при снижении $t_{отп}$. По результатам расчётов значений $\sigma_{0,2}$, для двух точек, с помощью метода V(Z)-кривых определяли $d_З$ по значениям υ_R . На рис.2 – экспериментальная зависимость υ_R от $d_З$. Данная методика обеспечивает экспресный расчет $d_З$, подтверждаемый акустической визуализацией.

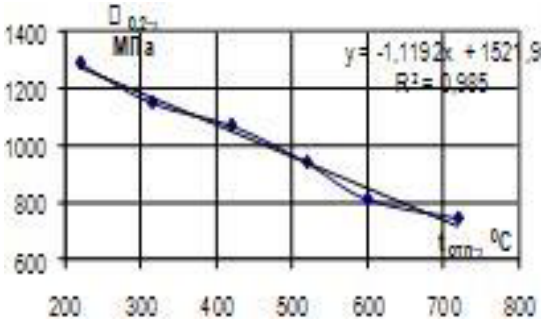


Рис.1. Экспериментальная зависимость $\sigma_{0,2}$ от температур отжига (сталь 18ХГТ).

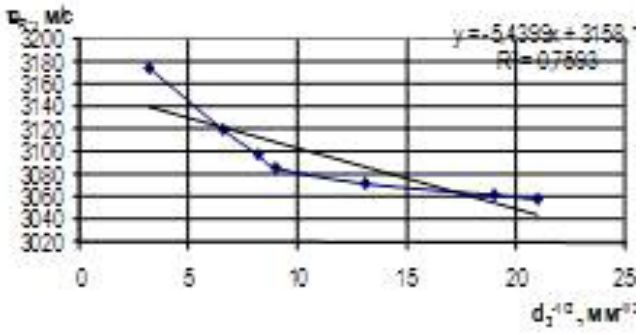


Рис.2. Вариант зависимости скорости ПАВ (υ_R) от размера зерна (сталь 18ХГТ).

Следовательно, методы АМД позволяют оценивать уровень работоспособности материала по ряду его физических параметров (υ_R, *E, G, V/V%,* $d_З$).

Список литературы

1. Кулаков М.А., Морозов А.И. // Акуст. Журнал. Т. XXXI. вып.6. 1985.С.817-820.
2. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998 - т.24 - №6 - с.817-824.
3. 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.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ЕЁ ВЛИЯНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия
akvor@yandex.ru

Методы АМД позволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн (ПАВ) в твердотельных материалах [1]. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн, степень анизотропности структуры [2].

На рис.1 демонстрируется акустическое изображение *структуры стали*, полученное без травления поверхности в режиме отражения. Эксперименты по расчёту размера зерна d_3 с помощью АМД - методов показали, что значения d_3 определяется и в режиме визуализации, и V(Z)-кривых [3].

На рис.2 представлена *V(Z)*-кривая стали, позволяющая рассчитать значения υ_R. На рис.3 и 4 пример трансформации *V(Z)*-кривых стали в процессе цементации. Серия таких кривых обеспечивает расчёт глубины цементованного слоя (рис.5). Рис.6 демонстрирует результаты исследования кристаллических полупроводников. АМД-методы обеспечивают выявление микродефектов (с размерами до 0,2–0,4 мкм) в приповерхностных слоях толщиной в несколько сотен микрометров. На рис.7 представлено изображение микротрещины в одном из сортов стекла. Фиксируя υ_R или *ΔV/V%* можно различать материалы с различными системами дефектов.

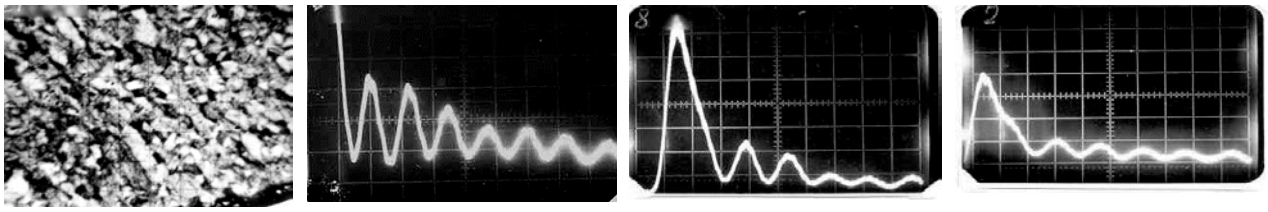
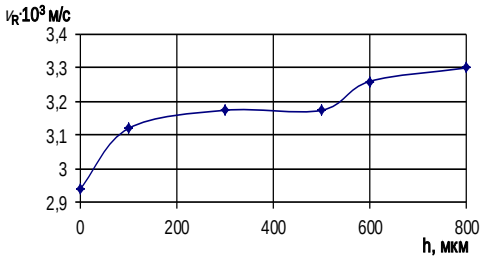


Рис. 1. Акустическое изображение структуры стали 10Х12Н2ВМФ (масштаб: 20 мкм/дел., Z = – 17 мкм).
Рис. 2. Пример V(Z) – кривой для ст. 10Х12Н2ВМФ (горизонталь: 14 мкм/дел., вертикаль: 0,25 В/дел., ΔZ_N= 17,4 мкм).
Рис. 3,4. Трансформация V(Z)-кривой в стали 30ХГСМЛ (υ_R = 3,18 ·10^3 м/с ΔZ_N = 14,68 мкм, $(\Delta V/V\%)_{max}$ = 37%, после цементации при 940^{0}С, 2 часа , масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=12,2 мкм)



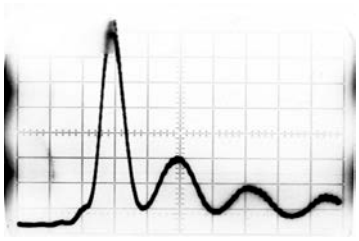
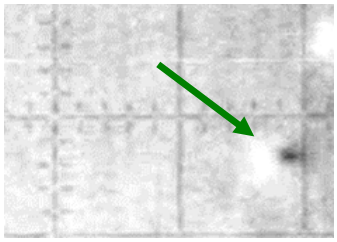



Рис. 5. Зависимость υ_R от *h* при цементации стали 18ХГТ
Рис.6. V(Z)-кривая для Si <111> ; ΔZ_N =35,1 мкм, масштаб по вертикали 0,4 В, по горизонтали – 1 дел. = 16 мкм
Рис. 7. Акустическое изображение микротрещины в стекле К-108 (масштаб 28 мкм/дел., Z = - 12 мкм)

Список литературы

1. Кустов А.И., Мигель И.А. // Металлофизика и новейшие технологии, межд. науч.-техн. журн., Киев, 2009, Т.31, №3, с.381-388.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 – 14.
3. Кустов А.И., Мигель И.А. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения., том 11, №4/2., 2014., с.592 – 598.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИОННОГО ТРАВЛЕНИЯ ДЛЯ ВЛИЯНИЯ НА АДГЕЗИЮ В СИСТЕМЕ МЕТАЛЛ-ОКСИД

Суходоева Н.В., Худоногов С.А., Федорова Е.Н.

Политехнический институт Сибирского федерального университета, г. Красноярск
suhodoevanadezda@gmail.com, doktor63@yandex.ru, fedorova.elena.85@gmail.com

Жаропрочные сплавы, в том числе, с системами теплозащитных покрытий (ТЗП) применяются в элементах конструкций, эксплуатирующихся при высоких температурах (свыше 1000°С) и в агрессивных средах. Ключевой задачей при создании эффективной системы ТЗП является решение проблемы адгезии на границе раздела металл/оксид.

В данной работе метод ионного травления использовался для подготовки поверхности сплава на основе никеля ЖС-32 производства ФГУП «ВИАМ» (61.2Ni–5.5Cr–9.0Co–1.0Mo–8.3W–6.0Al–4.0Ta–1.5Nb–4.0Re масс.%) с целью повышения адгезии в системе металл/оксид и формирования однородного защитного слоя.

Обработка поверхности образцов ионами аргона перед высокотемпературным окислением (1100°, воздух) осуществлялась с использованием системы прецизионного травления/напыления (PECS) GATAN Model 682. Для оптимизации параметров воздействия проведены предварительные эксперименты при различных значениях энергии ионного пучка (2-8 кэВ), варьировались также наклон держателя и время обработки поверхности. Поверхности и поперечные срезы образцов исследовались методом сканирующей электронной микроскопии с системой микрорентгеноспектрального анализа.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Nb–Al, ПОЛУЧЕННЫХ ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ

Юдин С.Н.[1], Касимцев А.В.[2], Свиридова Т.А.[3], Московских Д.О.[3]

[1]Тульский государственный университет, г. Тула, Россия
[2]ООО «Метсинтез», г. Тула, Россия
[3]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
Sergey-USN@mail.ru

Алюминиды ниобия рассматриваются как перспективные жаропрочные материалы, сочетающие высокую температуру плавления и относительно низкую плотность. Гидридно-кальциевым метод были получены порошки всех трёх интерметаллидов системы Nb-Al: Nb_3Al, Nb_2Al и $NbAl_3$. По данным рентгенофазового анализа синтезированные порошки Nb_3Al и Nb_2Al были однофазными, порошок $NbAl_3$ помимо основной фазы содержал 10 % масс. Nb_2Al. Исходные порошки имели относительно невысокий уровень основных газообразующих примесей: O < 0,4, N < 0,07, C < 0,1 % масс.

Искровым плазменным спеканием были получены компактные образцы интерметаллидов Nb_3Al, Nb_2Al и $NbAl_3$ по следующим режимам: $T_{спек}$ = 1800, 1700 и 1460 °C соответственно, время спекания и скорость нагрева для всех режимов были одинаковыми (30, мин., 50 °C/мин.). Спекание проводили в графитовой матрице под давлением 50 МПа и вакууме 20–40 Па. После спекания получали цилиндрические компакты (Ø 15, *h* = 11 мм), из которых электроэрозионной резкой вырезали опытные образцы Ø 6, h = 9 мм для испытаний на сжатие.

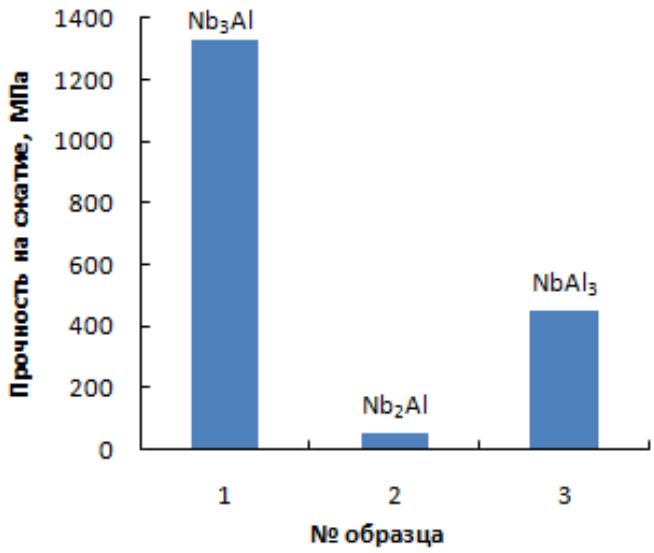


Рисунок. Предел прочности на сжатие интерметаллидов системы Nb–Al

Гидростатическое взвешивание компактов показало, что образцы Nb_3Al и $NbAl_3$ – беспористые, образец Nb_2Al имел ~ 2 % пор. После спекания основной фазы в образце Nb_3Al составило более 90 % масс., фазовый состав компактов Nb_2Al и $NbAl_3$ относительно исходных порошков не изменился.

Испытания на сжатие проводили на универсальной испытательной машине Zwick Z250 при комнатной температуре. Скорость деформирования составила $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$, c^{-1}. На рисунке представлено сравнение предела прочности на сжатие всех трёх образцов.

Из всех трёх интерметаллидов самым прочным оказался Nb_3Al. Образцы разрушались хрупко, что типично для интерметаллидов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №13-03-12117 офи_м).

МИКРОТВЕРДОСТЬ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Алсараева К.В.[1], Громов В.Е.[1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН

Сплавы системы алюминий-кремний (силумины) в настоящее время широко используются в промышленности, что связано с их относительно низкой стоимостью и относительно небольшим удельным весом, высокой технологичностью [1]. Основной недостаток силуминов – сравнительно низкие прочностные характеристики. Одним из направлений повышения уровня механических и технологических свойств силуминов является формирование мелкозернистой структуры алюминия и кремния, что достигается модификацией рабочих поверхностей при использовании концентрированных потоков энергии, позволяющих воздействовать на материал большими плотностями энергии за относительно короткие промежутки времени. Перспективным методом этой группы является воздействие высокоинтенсивными импульсными электронными пучками субмиллисекундной длительности (50…200 мкс) [2]. В данной работе проведен анализ микротвердости поверхностных слоев силумина АК12 после электронно-пучковой обработки.

Облучение поверхности образцов осуществляли на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов 0,3 $с^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 50 мкс и 150 мкс; плотность энергии пучка электронов (10…25) Дж/$см^2$; количество импульсов воздействия 1, 3, 5. Электронно-пучковая обработка силумина сопровождается модификацией приповерхностного слоя толщиной до 20 мкм. На поверхности облучения формируется однородная структура зеренного типа, по границам зерен располагается кремний в виде прослоек или отдельных частиц глобулярной формы [3].

Микротвердость определяли по методу Виккерса с помощью прибора HVS - 1000A при нагрузке на индентор 0,1 Н с точностью 10%. Изменение прочностных характеристик упрочненного слоя анализировали, определяя микротвердость поверхности облучения и строя профили микротвердости по глубине. По результатам измерений установлено, что в модифицированном приповерхностном слое микротвердость до 4 раз выше, чем в основном объеме материала. По-видимому, это обусловлено растворением пластин кремния и обогащением твердого раствора алюминия атомами кремния.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

1. Белов Н. А., Савченко С. В., Хван А. В. Фазовый состав и структура силуминов. М.: МИСИС, 2008. 282 с.
2. Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Электронно-пучковая модификация структуры и свойств стали. Новокузнецк: «Полиграфист», 2012. 308 с.
3. Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В., Громов В.Е., и др. Повышение усталостного ресурса силумина при обработке высокоинтенсивным импульсным электронным пучком // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2014. Т. 11. № 3. с. 281-284.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРУЖЕНИЯ НА РЕСУРС ОБРАТИМОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$(ат.%)

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

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

В ряде работ получены экспериментальные данные, указывающие на то, что в сплавах на основе TiNi максимальный ресурс неупругой мартенситной деформации (эффект памяти формы (ЭПФ) + сверхэластичность) может заметно превышать её кристаллографический ресурс (КРНД). Однако исследования возможности достижения аномально высокой неупругой мартенситной деформации и термодеформационных условиях её проявления в настоящее время немногочисленны [1]. Цель данной работы - выявить термодеформационные условия достижения максимального ресурса обратимой неупругой мартенситной деформации при пластическом деформировании сплавов на основе TiNi с крупнозернистой структурой. Проведены исследования влияния температуры нагружения на проявление суммарной неупругой деформации (ЭПФ+сверхэластичность) при кручении образцов сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$(ат.%) в температурном интервале от T_R до M_H и при температурах выше T_R (образцы со структурами мартенситной R фазы и B2 фазы до нагружения, соответственно).

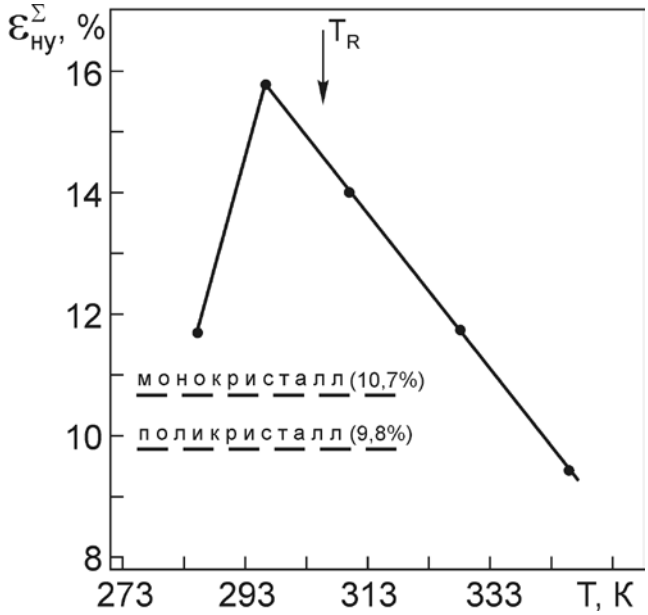


Рис. Достигнутые значения суммарной неупругой деформации, $\varepsilon^{\Sigma}_{HУ}$, в зависимости от температуры изотермических циклов «нагружение-разгрузка» крупнозернистых образцов. Величина $\varepsilon^{\Sigma}_{HУ}$ получена перерасчетом по Мизесу неупругой деформации полученной при кручении $\gamma^{\Sigma}_{HУ}$ в предпоследнем цикле «нагружение-разгрузка» перед разрушением образцов. Цифрами указан КРНД данного сплава.

Показано, что при повышении температуры нагружения от 296К до T_R суммарная неупругая деформация уменьшается, но остается выше, чем КРНД данного сплава. При повышении температуры выше T_R суммарная неупругая деформация уменьшается и становится ниже КРНД. В крупнозернистых образцах при понижении температуры нагруже-

ния от 296К до 285К (на 17° выше M_H=268К) обратимая неупругая деформация также приближается к КРНД (превышение равно ~1%).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489) и Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.).

Список литературы

1. E.P. Ryklina, S.D. Prokoshkin, A.Yu. Kreytsberg Abnormally high recovery strain in Ti–Ni-based shape memory alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – V.577S. – P. S255–S258.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЁРЕН И ВОДОРОДА НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$(ат.%).

Батурин А.А. [1,2], Лотков А.И.[1], Гришков В.Н.[1], Родионов И.С.[1], Лидер А.М.[2], Кудияров В.Н.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск.
[2]Томский политехнический университет, Россия. Томск
abat@ispms.tsc.ru

Водородное охрупчивание сплавов на основе никелида титана становится существенной проблемой при длительной эксплуатации имплантатов (в частности, дентальных) [1,2]. Накопление водорода в поверхностных слоях изделий и устройств вызывает деградацию механических и функциональных (эффектов памяти формы и сверхэластичности). При значительной концентрации водорода на поверхности изделий (например, проволоки) из никелида титана (размер зерен 40–80 мкм) возникают трещины, которые быстро проникают вглубь проволоки и разрушают её. Уменьшение размера зерна может существенно изменить кинетику гидридообразования, дисперсность и морфологию частиц гидридов и снизить опасность хрупкого разрушения из-за того, что в поверхностном слое не создается значительных концентраторов напряжений.

В данной работе изучено влияние размера зерна от крупнозернистого (20-40мкм) до субмикрокристаллического (<1 мкм) на накопление водорода электрохимическим методом в физиологическом растворе и эффект сверхэластичности в проволочных образцах сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$(ат.%). Показано, что измельчение зерна может заметно уменьшить охрупчивающее влияние водорода на образцы никелида титана, несмотря на более высокую способность к поглощению водорода субмикрокристаллической структурой. Обсуждается механизм взаимодействие водорода с субмикрокристаллической структурой в образцах никелида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489).

1. Asaoka K., Yokoyama K., Nagumo M. Hydrogen embrittlement of nickel-titanium alloy in biological environment // Metal. Mater. Trans. A. – 2002. - V.33A. - No.3. - P.495-501.
2. Yokoyama K., Nagaoka A., Sakai J. Effect of the hydrogen absorption conditions in the embrittlement behavior of Ni-Ti superelastic alloy// ISIJ International. –2012. - V.52. – No.2. – P. 255-262.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Ахмедьянов А.М., Рущиц С.В., Смирнов М.А.

Южно-Уральский государственный Университет (НИУ), г. Челябинск
akhmedianovam@susu.ac.ru

В современных условиях разработка оптимальных режимов горячей деформации металлов и сплавов включает физическое моделирование термомеханической обработки, построение на его основе математической модели деформационного поведения исследуемого материала и, наконец, компьютерное 3-D моделирование технологического процесса.

В работе на комплексе Gleeble-3800 проведено физическое моделирование горячей одноосной осадки сталей 20Х13 и 04Х13Н4М2, используемых для изготовления различных деталей авиастроения, а также обсадных труб для нефтяных скважин. Деформационное поведение исследуемых сталей изучено в диапазоне температур деформации 900 – 1200°С и скоростей деформации в диапазоне 0,01 – 10 $с^{-1}$. Построены зависимости напряжений деформирования от величины деформации, определены температурно-скоростные режимы деформации, при которых получают развитие процессы динамической рекристаллизации.

Сформулирована математическая модель горячей деформации для исследуемых сталей, базируется на физически обоснованном описании процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации. Свободные параметры модели выражены через параметр Зинера-Холломона.

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right),$$

где $\dot{\varepsilon}$, T – скорость и температура деформации, соответственно, а Q–энергия активации процессов горячей деформации. Для стали 20Х13 $Q = 430$ кДж/моль, для стали дополнительно легированной Ni и Mo $Q = 445$ кДж/моль. Модель хорошо описывает полученные в работе кривые деформации (рис.1) и позволяет предсказывать деформационное поведение исследуемых сталей при произвольных скоростях и температурах горячей деформации.

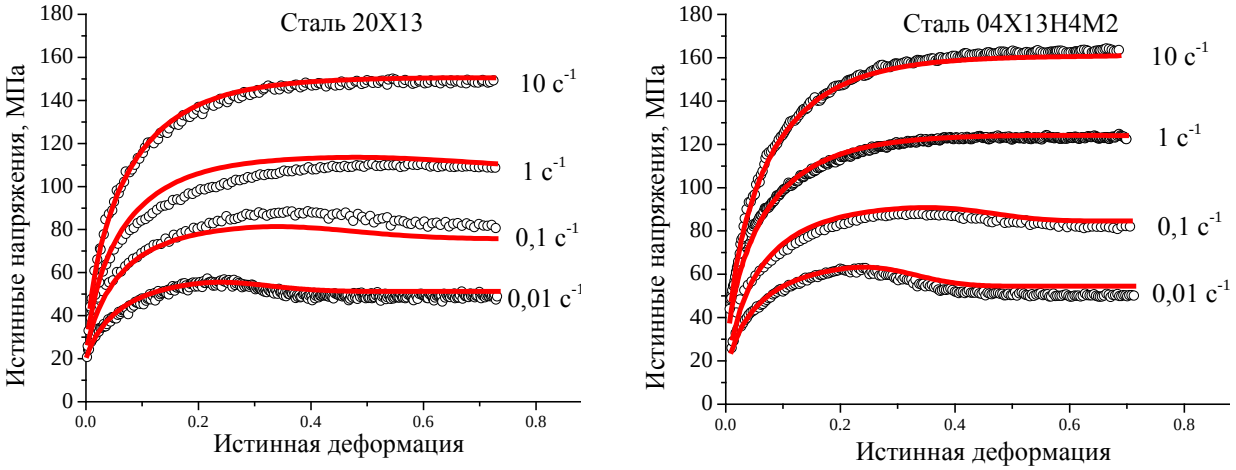


Рис.1. Экспериментальные (точки) и модельные (сплошные линии) кривые деформации сталей 20Х13 и 04Х13Н4М2 при температуре 1100 °С

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08Х17Т ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ И КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.[1,2], Хаткевич В.М.[1,2], Кайбышев Р.О.[3], Тихонова М.С.[3], Добаткин С.В.[1,2,4]

[1]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Кафедра металловедения и физики прочности, г. Москва, Россия
[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, г. Москва, Россия
[3]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия
[4]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Изучено влияние интенсивной пластической деформации кручением под гидростатическим давлением (КГД) на структуру, фазовый состав и микротвердость стали 08Х17Т, подвергнутой высокотемпературному объемному азотированию и отжигу. Азотирование плоских образцов толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии проводили в кварцевой ампуле в среде чистого азота при температуре 1075 °С. Образцы подвергали обработке по двум режимам: азотирование, 4 ч и отжиг в вакууме при 700 ºС, 1,5 ч (состояние 1); азотирование 1 ч и отжиг в вакууме при 900 ºС, 5 ч (состояние 2). После такой обработки по всему сечению образцов стали наблюдалась структура азотистого феррита с выделениями частиц второй фазы типа Cr_2N (пластинчатой формы в состоянии 1 и овальной формы в состоянии 2). Массовая доля азота в образцах после азотирования при выдержке 1 и 4 ч составила 0,79 и 0,46 %, соответственно.

КГД проводили при комнатной температуре, давлении P = 4 ГПа, числе оборотов N = 5 на образцах диаметром 10 мм (степень деформации 5,7). КГД приводит к формированию наноструктуры с размером структурных элементов 55–85 нм, при этом в состоянии 2 структура более равноосная с несколько большим средним размером структурных элементов по сравнению с состоянием 1. Результаты ПЭМ и микрорентгеноспектрального анализа с реплик показали, что в структуре стали обоих состояний после КГД наблюдаются частицы Cr_2N овальной формы размером 50 - 300 нм. Микротвердость азотированной стали после КГД (измеренная на середине радиуса образца) повышается с 320±8 HV до 860±20 HV и с 350±38 HV до 780±20 HV, для состояний 1 и 2, соответственно, т.е. в 2,2–2,6 раза. Упрочнение после КГД сохраняется при нагреве до температуры 450 ºС. До КГД рентгеновский фазовый анализ выявил в структуре стали обоих состояний твердый раствор хрома в α-железе и нитриды типа Cr_2N с объемной долей 6,1 и 2,2 % для состояния 1 и 2, соответственно. После КГД объемная доля нитридов Cr_2N в стали состояний 1 и 2 составила 3,3 и 3,7 %, соответственно. КГД сталей обоих состояний также приводит к значительному снижению размеров областей когерентного рассеяния α-фазы и увеличению значений микродеформаций. Нагрев стали после КГД до температуры 450 ºС приводит к выделению частиц нитридов Cr_2N; их объемная доля повышается до 9– 10 %.

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

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В НЕФТЕГАЗОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Лаев К.А., Храмков Е.В., Ахмедьянов А.М.

ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск, Россия,
hramkov@rosniti.ru

В работе рассмотрено влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на свойства сталей 20Х13 и 02Х13Н4М, предназначенных для изготовления обсадных и насосно-компрессорных бесшовных труб. Заготовки этих сталей подвергали нагреву на 1000 °С и далее деформировали прокаткой с обжатием 30 % и скоростью деформации 1 $с^{-1}$ при температуре аустенизации и более низких температурах (950 и 900 °С), после чего следовало охлаждение в масле и высокий отпуск при 650-700 °С. При выбранных режимах деформации признаков динамической и статической рекристаллизации не обнаружено.

Все режимы ВТМО обеспечили в высокоотпущенном состоянии дополнительное упрочнение исследованных сталей. Прочностные характеристики стали 20Х13 увеличивались при снижении температуры прокатки от 1000 до 950 °С. Дальнейшее снижение температуры деформации до 900 °С приводило к некоторому уменьшению величины дополнительного упрочнения от ВТМО, что следует связывать с выделением карбидной фазы при подстуживании до температуры прокатки и при деформировании. На низкоуглеродистой стали 02Х13Н4М наблюдалась несколько иная закономерность: при снижении температуры прокатки до 900 °С не наблюдалось уменьшения прочностных свойств.

Рост прочности при ВТМО сопровождался незначительным снижением пластичности сталей 20Х13 и 02Х13Н4М. Влияние ВТМО на ударную вязкость KCV^{+20} для этих сталей оказался различным. В случае стали 20Х13 ВТМО увеличила эту характеристику. Фрактографическое исследование изломов показало, что разрушение недеформированной стали протекало частично хрупким интеркристаллитным путем. Благоприятное влияние ВТМО на ударную вязкость сопровождалось подавлением интеркристаллитного разрушения. Дополнительно было показано, что ТВМО ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости в стали 20Х13, также затрудняя развитие интеркристаллитного разрушения.

Сталь 02Х13Н4М в высокоотпущенном состоянии имела значительно большую ударную вязкость, чем сталь 20Х13, причем ее разрушение при динамическом нагружении протекало вязким транскристаллитным путем. В этом случае благоприятное влияние ВТМО на ударную вязкость отсутствовало.

В дальнейшем предполагается применить ВТМО для упрочнения обсадных и насосно-компрессорных труб из стали 20Х13. Для проведения деформации при ВТМО будет использован редукционно-растяжной стан. Прокатка должна осуществляться со средней скоростью деформации около 1 $с^{-1}$ в 16 клетях с суммарным обжатием 38 % при температуре 1000-850 °С. Моделирование на установке Gleeble 3800 позволяет считать, что развитие рекристаллизации при проведении деформации по указанному режиму должно отсутствовать.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ С РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

[1]Мишин В.М., [1]Волоконский М.В.

[1]ФГАОУ ВПО «Северо – Кавказский федеральный университет», Пятигорск, Россия,
mishinvm@yandex.ru misha_volokonski@mail.ru

Целью работы являлось установление закономерностей влияния температуры испытаний на локальную прочность порошковой стали с различной пористостью. Использовали методику определения напряженного состояния в зоне локального разрушения в вершине концентратора напряжений методом конечных элементов. Исследования проводили на среднелегированной порошковой стали, полученной в результате спекания частично-легированного порошка с микроструктурой смеси бейнита и мартенсита, окруженных остаточным аустенитом. Испытания образцов Шарпи с различной пористостью (9,8; 16,1; 18,0 и 21,0 %) с надрезами и наведенными усталостными трещинами проводили в диапазоне температур 77 – 293 К.

Показано, что с ростом пористости снижаются предел прочности, предел текучести и разрушающее напряжение при изгибе надрезанного образца, а также пластические характеристики. Известно, что для широкого класса сталей критическое максимальное локальное растягивающее напряжение σ_F мало зависит или не зависит от температуры. Однако для порошковой стали, в результате обработки экспериментальных результатов методом конечных элементов, установлено, что понижение температуры испытаний повышает критическое σ_F, а повышение пористости ведет к снижению его уровня. Кроме того, установлено, что для порошковых сталей понижение температуры от 293 до 248 К приводит к резкому снижению критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} для исследуемого диапазона пористости. В то же время, дальнейшее понижение температуры испытаний до 77 К не изменяет величин критических коэффициентов интенсивности напряжений для соответствующих пористостей. Поскольку критический коэффициент интенсивности напряжений характеризует сопротивление трещины ее развитию, следовательно в диапазоне температур 77 – 248 К условия перехода трещины к катастрофическому росту не зависят от температуры. Увеличение пористости порошковой стали, как при комнатной, так и при температуре 77 К приводит к снижению критического коэффициента интенсивности напряжений. Особенностью порошковых сталей является наличие пор, как элемента структуры, так и "локальных концентраторов напряжений". По-видимому, при хрупком разрушении наличие пор как локальных концентраторов напряжений в значительной степени определяет механизм зарождения трещины и условия ее перехода к росту. Зарождение трещины является локальным процессом и поэтому зависит от неоднородности структурного и напряженного состояния материала.

Таким образом, имеет место существенное отличие поведения порошковой стали от обычных сталей при хрупком разрушении, заключающееся в повышении критического максимального локального растягивающего напряжения σ_F с понижением температуры испытаний и специфического поведения K_{Ic}.

Список литературы

1. Сибилев А.В., Мишин В.М. Характеристики локального разрушения порошковой стали в зависимости от температуры и пористости. // Вестник ТГУ. – 2013. – т.18. – вып.4. – С.1641-1646.

ВЛИЯНИЕ ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Сергеев С.Н.[1], Сафаров И.М.[1], Галеев Р.М.[1], Корзников А.В.[1], Гладковский С.В.[2].

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
[2] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
sem17@mail.ru

Широкое применение низкоуглеродистых сталей в различных ответственных конструкциях топливно-энергетического комплекса Крайнего Севера обусловливает повышенные требования к сталям по уровню вязко-прочностных свойств. Наиболее существенной проблемой здесь является склонность сталей с объёмно-центрированной решеткой к хрупкому разрушению при низких температурах, т.е. хладноломкость. Для путей решения этой задачи весьма перспективным видится метод формирования в сталях ультрамелкозернистой структуры с равномерным распределением второй фазы и разной дисперсностью. Получение такой структуры с требуемым уровнем прочностных свойств наиболее эффективно и экономически целесообразно проводить прокаткой в определенном температурном интервале до высоких степеней деформации.

Установлено, что теплая прокатка низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры волокнистого типа с относительно равномерным распределением карбидов. В поперечном сечении микроструктура смешанного типа и состоит из равноосных зерен и субзерен деформационного происхождения с малоугловыми и большеугловыми границами. Границы зерен/субзерен нечеткие, широкие и извилистые, вблизи них наблюдается повышенная плотность дислокации. Также присутствуют рекристаллизованные зерна с большеугловыми границами. В продольном сечении зерна и субзерна имеют вид вытянутых волокон. После теплой пластической деформации наблюдается частичное растворение второй фазы в матрице α-железа, что в последствие подтвердилось выделением карбидов после серии отжигов.

Механические статические испытания по схеме одноосного растяжения при комнатной температуре показали, что формирование анизотропной ультрамелкозернистой структуры привело к повышению прочностных свойств на 300-400 МПа с сохранением пластичности на достаточном уровне, в том числе соответствующие требованию национального стандарта Российской Федерации (ГОСТ Р ИСО 3183-2009) для сталей класса прочности К65. Результаты механических испытаний в продольном и поперечном прокатке сечениях совпадают в пределах интервала погрешности измерений, не превышающих 10%.

Серия испытаний на ударный изгиб показала, что после прокатки значения ударной вязкости в интервале температур от 20 до минус 60 градусов остаются такими же, как и в исходном мелкозернистом состоянии. С дальнейшим понижением температуры испытаний в мелкозернистом состоянии ударная вязкость резко понижается, что характерно для металлов с объемно-центрированной решеткой, тогда как в состоянии после прокатки значение ударной вязкости при температуре минус 80 градусов и при температуре жидкого азота не снижаются и остаются на уровне комнатных температур.

ВОЛОКНИСТАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Корзников А.В.[1], Сафаров И.М.[1], Галеев Р.М.[1], Сергеев С.Н.[1], Гладковский С.В.[2].

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
[2] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
sem17@mail.ru

Одна из самых актуальных в современном металловедении задач - повышение хладостойкости конструкций, изготовленных как из металлических, так и неметаллических материалов [1]. Это не в последнюю очередь относится и к низкоуглеродистой стали, которая по-прежнему остается одним из наиболее массово используемых материалов из-за своей низкой стоимости. Однако существенным недостатком сталей с объемно-центрированной решеткой является резкое снижение ударной вязкости при снижении температуры эксплуатации, что весьма критично для применения в условиях Крайнего Севера. Одним из перспективных путей решения этой проблемы, то есть повышения как хладостойкости, так и прочности, является создание в сталях ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации [2].

Теплая прокатка низкоуглеродистых сталей 12ГБА и 05Г2МФБ с исходной феррито-перлитной структурой, отличающихся объёмной долей второй фазы привела к формированию ультрамелкозернистой структуры волокнистого типа. В обеих сталях формируется зеренно-субзерненная структура со средним размером структурных элементов в сечении, поперечном направлению прокатки, 0,4-0,5 мкм. В продольном сечении зерна и субзерна имеют вид волокон длиной до 15-20 мкм.

Стали с волокнистой УМЗ структурой имеют уровень прочностных свойств выше в 1,5–2 раза, чем в исходном состоянии, сохраняя при этом удовлетворительную пластичность.

При испытаниях на ударный изгиб характер сериальных кривых для исследованных сталей сильно отличался. Так в низкоуглеродистой стали 12ГБА после прокатки наблюдалось повышение ударной вязкости при снижении температуры до минус 80°С, при этом температура вязко-хрупкого перехода сместилась в сторону более отрицательных температур по сравнению с исходным состоянием. В стали 05Г2МФБ теплая прокатка привела к практически линейной зависимости ударной вязкости от температуры до температуры −196 °С, что не типично для металлов с объемно-центрированной кубической решеткой.

Список литературы

1. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Слепцов А.И. Материалы для низких и криогенных температур: Энциклопедический справочник. - СПб.: ХИМИЗДАТ, 2008. – С.768.
2. Сафаров И.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В.. Письма о материалах, 2013, 3, 3-6.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ТЕКСТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Сафаров И.М.[1], Корзников А.В.[1], Галеев Р.М.[1], Сергеев С.Н.[1], Гладковский С.В.[2], Литовченко И.Ю.[3]

[1]*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*
[2] *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*
[3] *Национальный исследовательский томский государственный университет, г. Томск, Россия*
ilfat@imsp.ru

Многочисленный класс низкоуглеродистых сталей, в связи со своей низкой стоимостью и высокими технологическими свойствами массово применяемый в разных отраслях промышленности, до сих служит объектом широкого круга исследований, направленных на повышение их прочностных свойств и хладостойкости. Одним из наиболее перспективных направлений этих исследований является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в объемных заготовках из низкоуглеродистых сталей. Например, в [1-3] показано, что измельчение структуры приводит к существенному повышению прочностных свойств и сохранение удовлетворительной пластичности. Однако для такой немаловажной задачи для низкоуглеродистых сталей, как повышение способности сопротивляться хрупкому разрушению, т.е. повышение хладостойкости, до сих нет удовлетворительного решения. Исходя, из этого авторами была поставлена задача проанализировать ультрамелкозернистые состояния, полученные после различных схем пластической деформации, методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа с целью выявления характерных закономерностей влияния типа и морфологии структуры на прочность и хладостойкость стали.

Электронно-микроскопические исследования показали, что теплая прокатка (ТП) привела к формированию вытянутой УМЗ структурой с равномерным распределением второй фазы. Всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) позволила сформировать равноосную УМЗ структуру во всех сечениях, но пластины цементита полностью не сфероидизировались. Размер карбидов варьировался от 100 до 500 нм. В состоянии после ковки карбиды второй фазы присутствовали в виде частиц как сферической формы, так и пластинчатой. Отжиги при температуре 550°С в обоих состояниях не привели к существенному изменению параметров структуры, то есть полученные состояния являлись термостабильными до этих температур.

Текстурные исследования показали, что, как после ТП, так и после ВИК формируется двухкомпонентная текстура, более интенсивно выраженная в прокатанном состоянии. После отжигов произошло размытие текстуры и в ТП и в ВИК состояниях.

Механические испытания показали, что волокнистая УМЗ структуры с равномерным распределением второй фазы, полученная прокаткой, обладает более высокой прочностью, пластичностью и ударной вязкостью по сравнению с равноосной УМЗ структурой с частично сохранившимся пластинчаиым цементитом. При этом хладостойкость стали после ТП и последующего отжига достигает максимального уровня, то есть даже при минус 80°С образцы стали разрушаются полностью по вязкому механизму.

Список литературы

1. Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Физика металлов и металловедение. 2012. 113. 1055-1060.

2. Сафаров И.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В.. Письма о материалах. 2013. 3. 3-6.
3. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М., Пышминцев И.Ю.. Физика металлов и металловедение. 2014. 115. 315-323.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКООТПУЩЕННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ 06ГФБ, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬСТВА МОРСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ

Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Жукова А.А., Варнак О.В., Мананникова С.Ю., Смирнов М.А.

ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск, Россия,
maltsevaan@rosniti.ru

В работе исследовалась сталь 06ГФБ промышленной выплавки, которая используется для изготовления бесшовных труб, подвергаемых закалке и высокому отпуску.

Анализ построенной термокинетической диаграммы и микроструктуры показал, что в широком интервале скоростей охлаждения (10–140 °С/с) распад переохлажденного аустенита стали 06ГФБ сопровождается в основном образованием феррита и бейнита.

Термическая обработка, заключающаяся в закалке и высоком отпуске (620 °С и 660 °С) обеспечивает получение для исследованной стали высокой трещиностойкости при статическом нагружении (CTOD), низкой температуры вязко-хрупкого перехода (T_{50}) и невысокого отношения предела текучести к пределу прочности.

Склонность стали к деформационному старению оценивали после холодной деформации на 2,5 % и 5,0 % и последующего одночасового нагрева на 250 °С. Установлено, что исследованная сталь обладает достаточно высокой склонностью к деформационному старению. Его развитие сопровождается заметным ростом предела текучести, предела прочности и снижением относительного удлинения. Существенного влияния температуры отпуска на свойства охрупченных сталей не обнаружено. Изменение степени деформации перед охрупчивающим нагревом от 2,5 до 5,0 % также не оказало заметного влияния на склонность стали к деформационному старению.

Исследования, проведенные в условиях одноосного растяжения и сжатия на 2,5 % и 5,0 %, показали, что сталь 06ГФБ в высокоотпущенном состоянии имеет ярко выраженный эффект Баушингера. При этом склонность к проявлению эффекта Баушингера слабо зависит от температуры отпуска, последовательности нагружения и величины предварительной деформации.

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Волков А.Ю.*, Антонова О.В., Комкова Д.А., Каменецкий Б.И.

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

Магний и его сплавы представляют интерес для различных практических приложений. Известно, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) магния приводит к получению однородной ультрамелкозернистой структуры с повышенной прочностью и удовлетворительной пластичностью за счет протекающих в ходе деформации процессов динамической рекристаллизации. Однако, деформационная обработка заготовок из магния и его сплавов при комнатной температуре затруднена вследствие их малой пластичности. Целью данной работы является разработка новых подходов к ИПД магния при комнатной температуре с последующим исследованием микроструктуры, текстуры и механических свойств деформированных образцов.

Для экспериментов был взят слиток технически чистого магния. В структуре слитка наблюдаются крупные зерна размером в несколько миллиметров, вытянутые вдоль направления теплоотвода в процессе затвердевания. Для проведения исследований из слитка были вырезаны цилиндрические образцы. Эксперименты проводились с использованием разных методов ИПД. Их общей особенностью является деформация магниевой заготовки в условиях всестороннего сжатия. Как известно, кручение под высоким давлением позволяет успешно деформировать магний даже при комнатной температуре. Растрескивания материала при таком способе деформации не происходит, поскольку формоизменение происходит в поле высоких сжимающих напряжений.

В результате экспериментов разработаны и апробированы различные методики ИПД магния при комнатной температуре: осадка в металлической оболочке, обратное выдавливание, гидроэкструзия и поперечное выдавливание. Максимальная степень деформации образцов с помощью гидроэкструзии составляет $\varepsilon \sim 3.2$; в ходе поперечного выдавливания и последующей холодной прокатки достигнуто $\varepsilon \sim 8.5$. Проведено изучение структуры и механических свойств образцов магния в различных структурных состояниях. Показано, что в результате ИПД размер зерна уменьшается до $d \sim 1 \div 2$ мкм; пластичность образцов резко увеличивается и достигает 20% удлинения до разрыва. Экспериментально обнаружено повышение предела текучести предварительно деформированных образцов после низкотемпературных отжигов.

Полученные результаты представляют интерес для различных практических приложений. К примеру, полоса толщиной 1 мм, сформировавшаяся в результате поперечного выдавливания, имеет необычную для магния пластичность и может быть деформирована далее прокаткой при комнатной температуре. Достигнутая нами минимальная толщина прокатанной магниевой фольги составила 10 мкм. Повышенная пластичность магния объясняется ультрамелким зерном и ослабленной базисной текстурой, полученных в результате ИПД при комнатной температуре, и непрерывной динамической рекристаллизацией, проходящей в материале в ходе последующей деформации.

Работа выполнена в рамках темы «Деформация» и при частичной финансовой поддержке УрО РАН: проект №15-17-2-11.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ

Панфилов П.Е., Токтогулов Ш.Ж., Селезнева Н.В., Зайцев Д.В.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
peter.panfilov@urfu.ru

Прочность горных пород зависит от многих факторов, которые далеко не всегда удается контролировать. К ним можно отнести развитую иерархическую структуру, сложный фазовый состав, неидеальную форму образцов для испытаний. Использование малогабаритных образцов позволяет снизить влияние технологического фактора на механические характеристики горных пород, а также проводить исследования структуры и прочностных свойств на одних образцах. В докладе рассматривается взаимосвязь между прочностными свойствами магматических горных пород (кварциты, серпентиниты, яшмы, граниты) и их структурой на разных макроскопическом и мезоскопическом уровнях. Образцы изготавливали в форме дисков радиусом 6–10 мм и толщиной 2–5 мм. Перед исследованием, рабочие поверхности дисков шлифовали на абразивных пастах разной зернистости. В качестве основных схем нагружения использовали одноосное сжатие и диаметральное сжатие (бразильский тест), которая позволяет прикладывать растягивающую нагрузку к хрупким материалам. Испытания проводили на разрывной машине Shimadzu AG-50 kNXD на воздухе и в некоторых поверхностно-активных средах. Кристаллическую структуру образцов изучали на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance, микроструктуру рабочих поверхностей и трещины изучали на оптических микроскопах, поверхности изломов изучали на сканирующем электронном микроскопе JSM 6390LV. Результаты механических испытаний на воздухе приведены в таблице. На пределы прочности малогабаритных образцов изученных горных пород оказался значительно выше литературных данных, но это не изменило характера их деформационного поведения как на воздухе, так и в поверхностно-активных средах

Горная порода	E, ГПа	$\sigma_в$, МПа
Сжатие (деформация 5–10%)		
серпентинит	6,10±0,35	216±27
яшма	7,44±0,25	464±34
гранит	6,81±0,43	554±32
кварцит	14,94±1,02	654±123
Диаметральное сжатие (деформация 1–2%)		
серпентинит	1,47±0,06	13,5±1,4
яшма	2,98±0,32	28,1±1,5
гранит	1,46±0,15	14,7±3,8

Работа выполняется при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 15-08-04073а).

МОРФОЛОГИЯ ЧАСТИЦ, ВЫДЕЛЯЮЩИХСЯ ПРИ СТАРЕНИИ ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В.

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

Исследование процесса распада твердого раствора в хромоциркониевой бронзе осложнено выделением разных фаз различной морфологии [1]. Чтобы исключить выделение хрома при старении, в настоящей работе исследовали старение циркониевой бронзы Cu–0.06 вес.%Zr. Закаленное на твердый раствор состояние получали резкой закалкой от температуры 1000°C. Деформированное состояние получали высокоскоростной деформацией методом динамического канально-углового прессования. Старение проводили в интервале температур 400–700°C, время выдержки составляло от 1 до 4 часов.

В деформированном состоянии распад твердого раствора начинается на ~100°C раньше, чем в закаленном. В исходно закаленном состоянии частицы циркониевой фазы при старении выделяются гомогенно; а в деформированном состоянии наблюдается как гомогенное, так и гетерогенное выделение. На рис.1 показаны частицы четырех ориентировок, выделившиеся при старении закаленной бронзы. Длинные направления частиц трех ориентировок образуют углы, близкие к 60 градусам. Частицы четвертой ориентировки округлые, и лежат в плоскости фольги. Следовательно, частицы имеют форму тонких дисков, расположенных на плоскостях (111) медной матрицы. Диаметр дисков составляет ~0.1–0.15 мкм. На рис.2 показана крупная частица, выросшая при более высокой температуре старения. Такие частицы имеют форму стержней длиной до 3 мкм и толщиной ~0.3 мкм. Локальный химический анализ показал, что концентрация меди и циркония в этих частицах соответствует соединению Cu_5Zr.

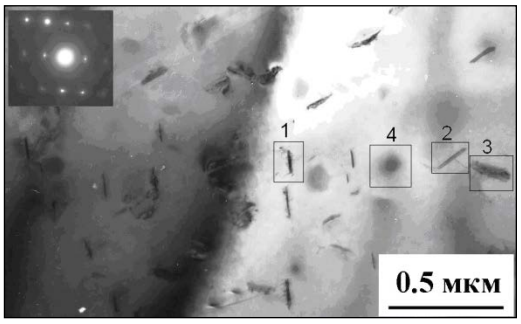


Рис.1. Частицы циркониевой фазы. Старение при 550°C.

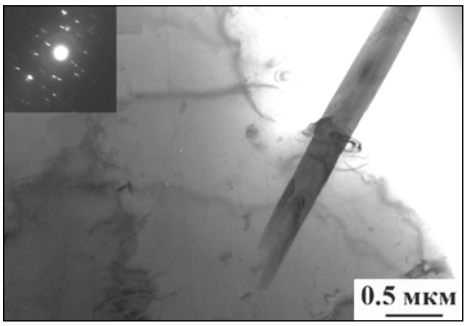


Рис.2.Частицы фазы Cu_5Zr. Старение при 700°C.

В деформированном состоянии при низкой температуре старения, гомогенно выделившиеся дискообразные частицы чрезвычайно дисперсные, их длина составляет ~10-20 нм, толщина ~1-2 нм. При гетерогенном выделении, на границах субзерен, частицы еще дисперснее. При повышении температуры старения происходит рекристаллизация и рост частиц. В рекристаллизованных зернах наблюдаются равноосные частицы размером ~0.2 мкм. При высокой температуре старения наблюдаются удлиненные частицы, длиной до 0.5 мкм.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-24.

1. Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю. и др. ФММ. 2013. Т.114. №5.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ ОЦК СПЛАВОВ

Тюменцев А.Н. [1,2], Дитенберг И.А. [1,3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный университет, Томск, Россия*
[3]*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*
tyuments@phys.tsu.ru

В образцах Ta и сплавов на основе V и Mo–47%Re в процессе деформации кручением под давлением в интервале степеней истинной логарифмической деформации $e \approx 3 – 7$ ($\gamma \approx 20 – 1000$) обнаружено формирование двух характерных типов дефектной субструктуры:

- Нанозерен размерами менее 100 нм с высокой плотностью дислокаций и упругопластической кривизной кристаллической решетки десятки град./мкм.
- Двухуровневого наноструктурного состояния – указанных выше нанозерен с внутренней нанокристаллической (преимущественно нанополосовой) структурой с размерами нанокристаллов от 5 до 20 нм, дипольным характером малоугловых разориентировок и необычно высокой (сотни град./мкм) упругой кривизной кристаллической решетки.

Формирование первого из указанных выше состояний осуществляется с участием дислокационно-дисклинационного механизма переориентации путем формирования и пластической релаксации структурных состояний с упругопластической (связанной с дислокациями) кривизной кристаллической решетки десятки град/мкм; второго - движением нанодиполей частичных дисклинаций с образованием нанополос локализации упругих сдвигов и поворотов и последующей пластической релаксацией с участием квазивязкой моды деформации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов давления.

Эволюция микроструктуры указанных выше материалов при увеличении степени деформации заключается в увеличении объемной доли двухуровневого наноструктурного состояния и приводит к ≈ 4-кратному повышению микротвердости с максимальными значениями этой величины в интервале $H\mu \approx E/27 – E/32$ (E – модуль Юнга).

В сплаве V–4Ti-4Cr при величине истинной логарифмической деформации e ≈ 6.6 обнаружены коллективные эффекты в системе нанодиполей частичных дисклинаций с формированием мезополос локализации деформации, представляющих собой пачки нанополос, которые распространяются в некристаллографических направлениях, формируя ярко выраженные вихревые структуры вплоть до образования петлевых конфигураций размерами до нескольких микрон. Внутри мезополос достигается предельный вариант неравновесной нанокристаллической структуры - нанокристаллы размерами несколько нанометров с высокой плотностью большеугловых границ и упругой кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм. При этом твердость материала ($H_{нано} \approx E/16$) мало отличается от нижней границы его теоретической (предельной) твердости.

СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ Ti–Ni–Hf, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
ruspiter5@mail.ru

Разработан комплексный метод формирования наноразмерных поверхностных слоев из материала с ЭПФ TiNiHf, включающий высокоскоростное газопламенное напыление механически активированного порошка на основе TiNiHf, последующую термическую и термомеханическую обработку и позволяющий получать в поверхностных слоях наноструктурное состояние, обеспечивающее высокий уровень функционально-механических и эксплуатационных свойств. Показано, что предварительная механическая активация порошков позволяет снизить пористость покрытий и повысить прочность сцепления покрытия с основой.

Установлены управляющие параметры поверхностного модифицирования стали материалом с ЭПФ TiNiHf, контролирующие структурное состояние материала, как на этапе нанесения, так и последующей комбинированной обработки, и позволяющие целенаправленно влиять на функциональные свойства поверхностного слоя с ЭПФ. Разработана технология поверхностного модифицирования конструкционных и легированных сталей материалом с ЭПФ на основе TiNiHf, и составлена статистическая модель технологического процесса, устанавливающая связь между технологическими параметрами и параметрами выхода (адгезионная прочность, пористость). Рекомендованы оптимальные режимы обработки, обеспечивающие формирование наноразмерного состояния поверхностного слоя с ЭПФ.

На основании комплексных металлофизических исследований поверхностных нано размерных слоев получены новые сведения о многослойной нано размерной композиции в пределах поверхностно-модифицированного слоя, о его механических свойствах, фазовом составе, определяющем функциональные свойства, что позволяет находить пути их целенаправленного формирования для различных условий эксплуатации [1].

Описан механизм формирования нано размерного состояния в процессе механической активации порошков из материалов с ЭПФ в результате интенсивной пластической деформации при многократном высокоскоростном воздействии рабочего тела на обрабатываемый материал, полигонизации и рекристаллизации.

Полученные экспериментальные данные о влиянии поверхностного модифицирования материалом с ЭПФ на механические свойства показали: износостойкость стали 45 с поверхностным слоем TiNiHf повышается в 3,8 раза.

Работа выполнена по проекту № 9.555.2014/К в рамках государственного задания при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ и гранта Президента РФ № МК-5017.2014.

Список литературы

1. P.O. Rusinov, Zh.M. Blednova. Formation of Nanostructure Surface Layers from Materials with Shape Memory Effect TiNiCu in Conditions. Materials Science Forum. Vol. 738-739. 2013. pp. 512-517.

ВАКАНСИОННЫЙ МЕХАНИЗМ И ИНТЕРПОЛЯЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Жуков В.А.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия
v.zhukoff2011@yandex.ru

1. В случае малоцикловой усталости число циклов до разрушения определяют в зависимости от амплитуды пластической деформации, а в случае многоцикловой усталости – от амплитуды переменного напряжения. В целом ряде исследований было установлено, что пластическая деформация имеет место при напряжениях, существенно меньше предела текучести. Вероятно, существует область усталости металлов, в пределах которой долговечность зависит как от напряжения, так и от пластической деформации. Предположим, что в этой области основной механизм усталостного повреждения обусловлен суперпозицией фононов, образующихся при скачке дислокаций. При малоцикловом деформировании это приводит к образованию субмикротрещин в зоне скопления дислокаций, а в области многоцикловой усталости – к появлению вакансий и порообразованию.

2. Согласно оценке, наибольшее значение амплитуды пластической деформации, при которой достаточно учитывать только образование вакансий, составляет в условиях линейного растяжения $\varepsilon_{пр} = \pi\tau_{д}/(8G)$ при упрочнении металла наклёпом и $\varepsilon_{пр} = \pi\tau_{ч}/(16G)$ при упрочнении мелкодисперсными частицами. Для конструкционных сталей, предел текучести $\sigma_{т}$ которых не превышает 800 МПа, значение $\varepsilon_{пр}$ существенно меньше 0,2%.

3. Энергия упругого деформирования при скачке дислокации излучается в форме фононов, суммарная энергия которых составляет $\tau b^2\Lambda$, где τb^2 – энергия упругого деформирования при смещении дислокации на межатомное расстояние b, Λ – длина свободного пробега фононов в кристалле. Число скачков дислокаций за цикл пропорционально пластической деформации $\varepsilon_{пл}$. Полагая, что некоторая часть энергии фононов расходуется на образование повреждений, а усталостное повреждение заданного размера есть результат суммирования повреждений в пределах объёма размером $\varepsilon_{пл}$ за каждый цикл деформирования, запишем соотношение

$$\sum_{N} \tau b^2 \Lambda \varepsilon_{пл}^{p} = C,$$

где N – число циклов до образования повреждения, не являющегося макротрещиной (согласно механике разрушения); C и p – постоянные величины.

Принимая постоянными значения τ, $\varepsilon_{пл}$, b, Λ и p, получим $\tau\varepsilon_{пл}^{p}N = C$, а линейном растяжении- сжатии $\sigma\varepsilon_{пл}^{p}N = C$, или $\varepsilon_{упр}\varepsilon_{пл}^{p}N = C$.

4. При регулярном режиме (σ = idem) значение $\varepsilon_{пл}$ не постоянно, но в пределах некоторого периода, составляющего порядка 40% от числа циклов до полного разрушения образцов из конструкционных сталей, этим изменением можно пренебречь. Значение постоянной C устанавливают по результатам испытании образцов без концентраторов согласно зависимости $\sigma^{m}N = C$. Значение $\varepsilon_{пл}$ определяют экспериментально при испытании образцов тензометрированием. Показатель степени p вычисляют для каждой пары значений «$\sigma \div N$». Полученные данные были использованы для оценки пределов выносливости элементов крановых конструкций по результатам испытания образцов без надрезов.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПСЕВДО-β-КЛАССА

Кудрявцев А.С., Чудаков Е.В., Кулик В.П., Третьякова Н.В.

ФГУП «ЦНИИ КМ "Прометей"», Санкт-Петербург, Россия
mail@crism.ru

В настоящее время развитие морской техники требует разработки новых высокопрочных титановых сплавов. Судостроительные титановые сплавы α- и псевдо-α-классов в значительной мере исчерпали возможности дальнейшего повышения прочности. Перспективными в данном направлении являются сплавы псевдо-β-класса, обладающие требуемым повышенным комплексом физико-механических свойств, получаемым при оптимальном режиме термообработки. Однако для успешного их применения в области судостроения необходимо учитывать не только прочностные свойства материала, но и иметь сведения о его поведении в коррозионно-активной среде [1].

Влияние коррозионной среды на титановые псевдо-β-сплавы следует рассматривать в зависимости от их структурного состояния и фазового состава, поскольку β-фаза метастабильна и в зависимости от параметров термообработки возможны различные типы структур.

Целью данной работы является исследование влияния фазового состава и структурного состояния, полученных при помощи различных режимов упрочняющей термической обработки, на чувствительность к коррозионной среде титанового псевдо-β-сплава марки ВТ22, разработанного ФГУП «ВИАМ».

Испытания проводили на малогабаритной опытной поковке сплава ВТ22, изготовленной из слитка массой 16 кг ковкой сначала в β-, затем в (α+β)-области. Поковку разделывали на темплеты, которые подвергали упрочняющей термической обработке по различным режимам.

Для термообработанного металла определяли стандартные механические характеристики при испытаниях на растяжение и ударный изгиб. Проводили металлографические исследования. Чувствительность к коррозионной среде устанавливали при помощи испытаний на малоцикловую долговечность в синтетической морской воде (3 %-ном водном растворе NaCl) и на воздухе. Коррозионно-механическую прочность оценивали в ходе испытаний на вязкость разрушения в синтетической морской воде (3,5 %-ном водном растворе NaCl) и на воздухе по величине порогового коэффициента интенсивности напряжений K_{1SCC} (K_{QCC}) и K_{1C} (K_Q), используя методику ускоренных испытаний с учетом ГОСТ 25.506.

В результате выполненных исследований определены режимы упрочняющей термической обработки сплава, обеспечивающие оптимальный комплекс прочностных и пластических свойств, включая пониженную чувствительность металла к коррозионной среде под напряжением.

Список литературы

1. Горынин И.В., Орыщенко А.С., Кудрявцев А.С., Ушаков Б.Г. Титановые сплавы для морских конструкций и судового машиностроения // Технология легких сплавов. – 2014. – № 3. – С. 6-13.

О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СМЕЖНЫХ ОТРЕЗКОВ ДИСЛОКАЦИИ

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru

Рассмотрена прямолинейная бесконечная дислокация с двумя соседними отрезками равной длины, которые могут совершать колебания под действием внешней силы. Смещение точек дислокационной линии $\xi(z,t)=0$ при $z\in(-\infty,-L]\bigcup\{0\}\bigcup[L,\infty)$, где z – координата вдоль линии дислокации, t – время, L – длина дислокационного сегмента. Смещение дислокации представлялось в виде ряда Фурье по синусам с учетом условий закрепления:

$$\xi(z,\,\omega)=\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(1)}(\omega)\sin\frac{\pi nz}{L}\theta\left(L/2-\left|z+L/2\right|\right)+\sum_{n=1}^{\infty}Q_n^{(2)}(\omega)\sin\frac{\pi nz}{L}\theta\left(L/2-\left|z-L/2\right|\right).$$

Здесь $\theta(x)$ – функция Хевисайда, обозначение 1 у функции $Q_n(\omega)$ относится к сегменту $[-L,\,0]$, обозначение 2 – к сегменту $[0,\,L]$, ω – частота. Получено уравнение колебаний двух смежных дислокационных сегментов одинаковой длины

$$\sum_n\left[Q_n^{(1)}(\omega)\int_{-L}^{0}dz'G_0(z-z',\,\omega)\sin\frac{\pi nz'}{L}+Q_n^{(2)}(\omega)\int_{0}^{L}dz'G_0(z-z',\,\omega)\sin\frac{\pi nz'}{L}\right]=f(z,\,\omega),$$

где $G_0(z-z',\,\omega)$ – известная функция, $f(z,\,\omega)$ – величина внешней силы на единицу длины дислокации. После некоторых преобразований этого уравнения было найдено матричное уравнение

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

Здесь $B_{mn}^{(ss')}$ – матричные элементы дислокационных осцилляторов. Для матричных элементов, соответствующих взаимодействию между сегментами получено

$$B_{mn}^{(1,2)}=\frac{2}{L}\int_{-\infty}^{\infty}G_0(q,\,\omega)\frac{dq}{2\pi}\int_{-L}^{0}\sin\frac{\pi mz}{L}e^{iqz}dz\int_{0}^{L}\sin\frac{\pi nz'}{L}e^{-iqz'}dz',$$

$$B_{mn}^{(2,1)}=\frac{2}{L}\int_{-\infty}^{\infty}G_0(q,\,\omega)\frac{dq}{2\pi}\int_{0}^{L}\sin\frac{\pi mz}{L}e^{iqz}dz\int_{-L}^{0}\sin\frac{\pi nz'}{L}e^{-iqz'}dz'.$$

Последующие вычисления привели к результатам:

$$B_{mn}^{(1,2)}=B_{mn}^{(2,1)}=-\frac{2\pi^2mn}{L^3}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)\frac{1-[(-1)^n+(-1)^m]\cos qL+(-1)^{m+n}\cos 2qL}{[q^2-(\pi m/L)^2][q^2-(\pi n/L)^2]}.$$

Ненулевой результат расчетов свидетельствует о наличии взаимодействия при колебаниях двух смежных дислокационных сегментов одинаковой длины. Аналогично можно рассмотреть колебания двух смежных дислокационных сегментов разной длины.

О КОРОТКОВОЛНОВЫХ КОЛЕБАНИЯХ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЕ

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru

Известно, что воздействия внешних переменных полей вызывают колебания дислокаций. При этом в реальных кристаллах эти колебания являются затухающими. В настоящем докладе рассмотрены малые колебания дислокаций в диссипативной среде под влиянием коротковолнового внешнего воздействия произвольной частоты. Получено выражение для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости краевой дислокации в диссипативном кристалле:

$$-\frac{\mu b_e^2}{2\pi}\omega\int\limits_{|k_z|}^{k_m} k\,dk\left\{\frac{\gamma_t}{c_t^2k^2}-\frac{2\gamma_t}{c_l^2k^2}+\frac{c_t^2\gamma_l}{c_l^4k^2}+\frac{\omega^2\gamma_t^2}{\left(c_t^2k^2-\omega^2\right)^2+4\omega^2\gamma_t^2}\left(\frac{\omega^2}{c_t^2k^2\gamma_t}+\right.\right.$$

$$\left.+\frac{k_z^4c_t^2}{k^2\omega^2\gamma_t}+\frac{4k_z^4\gamma_t}{c_t^2k^6}-\frac{2k_z^4}{k^4\gamma_t}\right)+\frac{\omega^2\gamma_l^2}{\left(c_l^2k^2-\omega^2\right)^2+4\omega^2\gamma_l^2}\left(\frac{2c_t^2}{c_l^2\gamma_l}-\frac{c_t^2\omega^2}{c_l^4k^2\gamma_l}-\right.$$

$$-\frac{4c_t^2\gamma_l}{c_l^4k^4}-\frac{2c_t^2k_z^2}{\omega^2\gamma_l}+\frac{k_z^4c_t^2}{k^2\omega^2\gamma_l}+\frac{8k_z^2\gamma_t^2}{c_t^2k^4\gamma_l}-\frac{4\gamma_t^2}{c_t^2k^2\gamma_l}-\frac{4k_z^4\gamma_t^2}{c_t^2k^6\gamma_l}-\frac{2\gamma_t}{\gamma_l^2}+$$

$$\left.\left.+\frac{2\omega^2\gamma_t}{c_l^2k^2\gamma_l^2}+\frac{4k_z^2c_l^2\gamma_t}{\omega^2\gamma_l^2}-\frac{4k_z^2\gamma_t}{k^2\gamma_l^2}+\frac{8\gamma_t}{c_l^2k^2}-\frac{2k_z^4c_l^2\gamma_t}{k^2\omega^2\gamma_l^2}+\frac{2k_z^4\gamma_t}{k^4\gamma_l^2}\right)\right\}.$$

Здесь μ – модуль сдвига кристалла, b_e – краевая компонента вектора Бюргерса дислокации, k – волновое число, k_z – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации, k_m – максимальное волновое число, $\gamma_t(k)$ и $\gamma_l(k)$ – коэффициенты затухания поперечных и продольных звуковых волн, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн в бездиссипативном кристалле, ω – частота. В качестве конкретного механизма затухания колебаний дислокации рассмотрено электронное торможение. В этом случае в коротковолновом пределе коэффициенты затухания пропорциональны волновому числу k. Учитывая данный факт, найден вклад изгибных колебаний в динамическое торможение краевой дислокации, который оказался сравнимым с основным вкладом от торможения прямолинейной дислокации.

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, КОРРОЗИОННО - МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ И ФРАКТОГРАФИЮ ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Леонов В.П., Чудаков Е.В., Малинкина Ю.Ю.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт- Петербург, Россия,
mail@crism.ru

Для развития новейших областей техники требуется создание и освоение производства новых конструкционных материалов, обладающих особыми свойствами.

Химическая промышленность, морское судостроение, энергетика, цветная металлургия, пищевая промышленность ставят на первое место уникальное свойство титановых сплавов — их коррозионную стойкость, которая является ценнейшим качеством этого материала.

Титановые сплавы, за редким исключением, обладают достаточной коррозионной стойкостью в большинстве реальных сред. К исключениям относятся галогенидосодержащие, хлорсодержащие среды. Высокие температуры эксплуатации (свыше 150 ^{o}C) могут создать проблему обеспечения стойкости к щелевой и питтинговой коррозии. Комнатные температуры эксплуатации в этих средах могут создать проблемы, связанные с коррозионно- механическим растрескиванием.

В связи с расширением областей применения титана и его сплавов в последнее время возникла необходимость повышения его стойкости в технологических средах с повышенной агрессивностью при температурах более 150 ^{0}C. В частности известны случаи разрушения теплопередающих элементов из титановых сплавов в парогенерирующих устройствах, эксплуатирующихся в водных растворах хлоридов при повышенных температурах.

Наиболее эффективным способом повышения коррозионной стойкости и коррозионно- механической прочности титана и его сплавов в хлорсодержащих водных растворах является выполнение мероприятий, обеспечивающих перевод металла в устойчивое пассивное состояние. Практически это реализуется специальным легированием. В качестве легирующего компонента использовали рутений как наиболее доступный представитель металлов платиновой группы и достаточно эффективный катодный модификатор для титановых сплавов.[1]

Исследование в данной работе направлено на сравнительное изучение структуры, фрактуры и фазового состава стандартного промышленного псевдо- альфа титанового сплава и этого же титанового сплава, легированного рутением.

В работе также рассмотрена возможность повышения малоцикловой усталости и коррозионно-механической прочности промышленного титанового сплава с помощью катодного легирования рутением.

В настоящее время коррозионно-механическую прочность определяют при испытаниях на трехточечный изгиб с постоянной медленной скоростью нагружения призматических образцов с усталостной трещиной.

В судостроительной промышленности подобные сплавы перспективны для изготовления теплопередающих элементов парогенераторов, также для опреснительных установок, оффшорной техники и др., где коррозионная стойкость конструкционных материалов является определяющим фактором ресурса изделия.

1. Scherbinin V.F., Leonov V.P., Malinkina Yu. Yu. Increase in corrosion resistance of titanium alloy in concentrated aqueous solutions of chlorides at high temperatures // Inorganic materials: Applied research. - 2013. - vol.4, №6.- p. 537-541.

ГЕНЕЗИС СВЯЗИ КРИСТАЛЛ-СТЕКЛО И КИНЕТИКА СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Хоник В.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ
khonik@vspu.ac.ru

Металлические стекла (МС) приготовляются закалкой расплава. Отсюда прямо следует, что МС должны в определенной степени наследовать свойства материнского кристалла. В современных моделях, описывающих эволюцию свойств МС при термообработке (т.е. в процессе так называемой структурной релаксации), эта связь явным образом не учитывается. Цель доклада состоит в изложении нового перспективного подхода к описанию структурной релаксации структурной релаксации МС, который эту связь учитывает и дает описание кинетики структурной релаксации МС в различных экспериментальных условиях.

Рассматриваемый подход основан на межузельной теории конденсированного состояния, согласно которой плавление простых металлов сопровождается быстрым ростом концентрации межузельных атомов в гантельной конфигурации, которые сохраняют свою индивидуальность в жидком состоянии. Соответственно, стекло, приготовляемое закалкой расплава, содержит некоторую концентрацию межузельных гантелей, а структурная релаксация стекла интерпретируется как изменение их концентрации. Количественное описание кинетики структурной релаксации основано на главных свойствах межузельных гантелей – высокой колебательной энтропии, обусловленной их низкочастотными колебательными модами, и большой сдвиговой упругой податливости, определяющей экспоненциальную зависимость модуля сдвига от концентрации гантелей. Последнее обстоятельство позволяет контролировать кинетику структурной релаксации посредством прецизионных измерений модуля сдвига. При этом в выражения для кинетики релаксации явно входит модуль сдвига материнского кристалла.

Модельная реализация подхода позволяет успешно интерпретировать кинетику структурной релаксации МС в различных экспериментальных условиях при различных термообработках. Изменение концентрации межузельных гантелей изменяет связанную с ними упругую энергию, что фиксируется как выделение или поглощение тепла. Получено аналитическое выражение для этого эффекта, которое правильно описывает экзотермические и эндотермические реакции, обусловленные структурной релаксацией и кристаллизацией МС.

Разработаны независимые способы восстановления энергетического спектра структурной релаксации на основе данных по тепловым эффектам и релаксации модуля сдвига. Показано, что эти способы дают идентичные результаты, а вычисленная с их помощью энтальпия образования ответственных за структурную релаксацию дефектов совпадает с таковой для межузельных гантелей.

Показано, что низкотемпературный (5-10 К) бозонный пик избыточной теплоемкости МС может быть интерпретирован как следствие наличия низкочастотных локализованных колебательных мод межузельных гантелей, а его высота пропорциональна их концентрации. В рамках рассматриваемого подхода рассмотрена интерпретация ряда других явлений, обусловленных структурной релаксацией МС.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КОРРЕЛЯЦИОННОГО УРАВНЕНИЯ ПОТЕНЦИАЛА ПИТТИНГООБРАЗОВАНИЯ

Меркушкин Е.А., Березовская В.В., Лавриков Л.Д.

Уральский Федеральный Университет, г. Екатеринбург, Россия,
evgenmerk89@mail.ru

Целью данной работы является определение корреляционной зависимости потенциала питтингообразования ($E_{пит}$) от химического состава высокоазотистых сталей (ВАС) на основе полученных экспериментальных результатов электрохимических исследований и показателя MARC для коррозионностойких (КС) сталей аустенитного класса разной системы легирования.

В работах многих исследователей сопротивление питтинговой коррозии (ПК) оценивается путем использования показателя PREN, который рассчитывается исходя из химического состава стали, и является безразмерной величиной, не имеющей физического смысла. Уравнение для расчета показателя PREN КС сталей имеет следующий вид:

$$\mathrm{PREN} = \%\mathrm{Cr} + 3.3 \times \%\mathrm{Mo} + k \times \%\mathrm{N}, \quad (1)$$

где содержание элементов в сплаве выражено в мас.%, а k – коэффициент, которыйменяется в диапазоне от 13 до 30.

Ряд исследователей используют другой показатель, позволяющий оценить коррозионную стойкость стали, это число MARC, согласно которому стойкость против питтинговой и щелевой коррозии зависит от химического состава сплава в соответствии с корреляционным уравнением:

$$\mathrm{MARC} = \mathrm{Cr} + 3{,}3 \times \mathrm{Mo} + 20 \times \mathrm{C} + 20 \times \mathrm{N} - 0{,}5 \times \mathrm{Mn} - 0{,}25 \times \mathrm{Ni}, \quad (2)$$

где содержание элементов в сплаве также выражено в мас.%.

Учитывая, что многие ВАС содержат марганец и/или никель, мы использовали показатель MARC. Для решения поставленной в работе задачи были проведены электрохимические исследования ПК в 3,5%-ом растворе NaCl 16 промышленных КС аустенитных сталей разной системы легирования. С помощью программы Microsoft Excel была построена зависимость $E_{пит}$ от показателя MARC, которая приведена на рисунке.

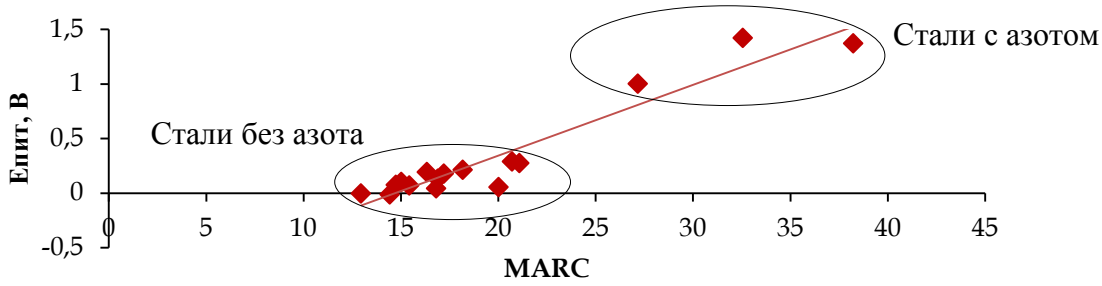


Рис. Зависимость $E_{пит}$ от показателяMARC для исследованных аустенитных сталей

Используя уравнение линии тренда данной зависимости, корреляционное уравнение для $E_{пит}$ на основе расчета показателя MARC можно представить следующим выражением:

$$E_{пит} = 0{,}0648 \times (\mathrm{Cr} + 3{,}3 \times \mathrm{Mo} + 20 \times \mathrm{C} + 20 \times \mathrm{N} - 0{,}5 \times \mathrm{Mn} - 0{,}25 \times \mathrm{Ni}) - 0{,}9515, \quad (3)$$

Таким образом, полученное расчетным путем на основе проведенных электрохимических исследований уравнение (3) предлагается использовать для прогнозирования питтингостойкости ($E_{пит}$) аустенитных КС сталей, в наибольшей степени подверженных этому виду разрушения на практике.

СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ ТРУБНОЙ СТАЛИ, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В., Мальцева А.Н.

ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск, Россия,
varnakov@rosniti.ru

При длительной эксплуатации магистральных трубопроводов в районах вечной мерзлоты, зонах активных тектонических разломов и зонах с сейсмической активностью может происходить деформационное старение, приводящее к упрочнению и охрупчиванию стали. В процессе формовки и экспандирования труб большого диаметра для магистральных трубопроводов может возникать эффект Баушингера, заключающийся в снижении предела текучести после приложения нагрузки в противоположном направлении. Он появляется и при правке (распрямлении) вырезанных из труб сегментов, предназначенных для изготовления полноразмерных плоских образцов для механических испытаний.

В настоящей работе рассмотрены особенности проявления деформационного старения и эффекта Баушингера в стали 06Г2ФБ, имеющей феррито-перлитную и феррито-бейнитную структуры.

Установлено, что сталь 06Г2ФБ после холодной пластической деформации растяжением на 3% и прокаткой на 5% с последующим одночасовым нагревом на 250°С обладает склонностью к деформационному старению при обоих видах структуры, что проявляется в росте предела текучести, предела прочности и отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$. Одновременно с упрочнением при деформационном старении снизились характеристики пластичности, особенно равномерное относительное удлинение, а также произошло смещение температуры вязко-хрупкого перехода в сторону более высоких температур.

Показано, что исследованная сталь при феррито-бейнитной структуре обладает большей склонностью к проявлению эффекта Баушингера, чем при феррито-перлитной. Знакопеременное нагружение по схеме сжатие+растяжение как и при одинарном нагружении приводит к значительному развитию деформационного старения. В этом случае наибольшее увеличение прочности характерно для стали с исходной феррито-бейнитной структурой.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В СИСТЕМЕ «ДВОЙНИК И ТРЕЩИНА В ЗЕРНЕ»

Дробышевская Т. В., Остриков О. М.

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

Напряженно-деформированное состояние в зернах поликристаллов формируется под влиянием различных факторов, к которым можно отнести и наличие в зернах таких дефектов, как двойники и трещины различного типа. Изучение распределения напряжений, смещений и деформаций в системе «двойник и трещина в зерне» является важным с точки зрения прогнозирования вызванного двойникованием зарождения микротрещин, перерождающихся в магистральные трещины. Моделирование и анализ напряженно-деформированного состояния в системе «двойник и трещина в зерне» являются важной задачей современной науки и техники.

Целью данного исследования явилось изучение напряженно-деформированного состояния в системе «двойник и трещина в зерне» и влияния двойников на возникновение и развитие трещин различного типа в зернах поликристаллов.

Для достижения поставленной цели было рассмотрено пятиугольное зерно поликристалла, удаленное от поверхности материала и имеющее в своем теле систему «двойник-трещина». Были рассмотрены различные варианты взаимного расположения двойника и трещины в зерне поликристалла. Границы зерен были смоделированы в виде малоугловой границы чистого наклона, двойники и трещины – в виде различных дислокационных систем. При проведении анализа учитывались напряжения, создаваемые рассматриваемы элементами – двойником, трещиной и зеренными границами. Анализ был проведен на микроскопическом уровне.

Смещения (u_i) и напряжения (σ_{ij}) в рассматриваемой системе в соответствии с принципом суперпозиции определялись следующим образом:

$$u_i = \sum_{m=1}^{2}\left(u_i^{(m)}\right)_{tw}(x,y) + \sum_{k=1}^{n}\left(u_i^{(k)}\right)_{b}(x,y) + \sum_{q=1}^{s}\left(u_i^{(q)}\right)_{cr}(x,y),$$

$$\sigma_{ij} = \sum_{m=1}^{2}\left(\sigma_{ij}^{(m)}\right)_{tw}(x,y) + \sum_{k=1}^{n}\left(\sigma_{ij}^{(k)}\right)_{b}(x,y) + \sum_{q=1}^{s}\left(\sigma_{ij}^{(q)}\right)_{cr}(x,y).$$

Здесь i, j принимают значения x, y или z; слагаемые с индексом tw соответствуют двойнику, с индексом b – границам зерна и с индексом cr – трещине. Смещения и напряжения, обусловленные влиянием элементов системы (двойник, трещина и граница зерна) были определены с использованием криволинейных интегралов вдоль профилей соответствующих границ.

Результатом проведенного исследования стало изучение и анализ напряженно-деформированного состояния в зерне поликристалла при наличии в нем системы «двойник–трещина». Определено влияние двойников на возникновение и развитие трещин различного типа. Результаты исследования могут быть использованы при решении различных прикладных задач.

ЗАДАЧА О РАСЧЕТЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО ДВУМЯ ВСТРЕЧНЫМИ КЛИНОВИДНЫМИ ДВОЙНИКАМИ, РАЗВИВАЮЩИМИСЯ В ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ

Остриков О. М., Дробышевская Т. В.

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

Наиболее часто в процессе эксплуатации в деталях машин возникает сложнонапряженное состояние, одной из причин которого является образование в двойникующихся материалах групп двойников. Изучение взаимодействия групп двойников между собой является важным с точки зрения физики прочности и пластичности.

Целью данной работы стало изучение напряженно-деформированного состояния двух встречных двойников, развивающихся в параллельных плоскостях.

В ходе исследования были рассмотрены различные варианты взаимного расположения двойников, определяемые расстоянием между вершинами двойников. Вероятность зарождения трещин была определена в соответствии с энергетической теорией прочности материалов в соответствии с формулой:

$$\sigma_{экв} = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2} \le [\sigma],$$

где $\sigma_{экв}$ – эквивалентные (расчетные) напряжения, σ_1, σ_2, σ_3 – главные напряжения, $[\sigma]$ – предел прочности исследуемого материала. Главные напряжения определялись с помощью инвариантов тензора напряжений.

Смещения и напряжения, создаваемые рассматриваемыми двойниками, были определены по формуле:

$$u_i = \sum_{t=1}^{2}\sum_{m=1}^{2}\left(u_i^{(m)}\right)_{tw_t}(x, y);$$

$$\sigma_{ij} = \sum_{t=1}^{2}\sum_{m=1}^{2}\left(\sigma_{ij}^{(m)}\right)_{tw_t}(x, y),$$

где i, j принимает значения x, y или z; $\left(u_i^{(m)}\right)_{tw_t}(x, y)$ и $\left(\sigma_{ij}^{(m)}\right)_{tw_t}(x, y)$ – смещения и напряжения, создаваемые двойниковыми границами, которые были определены с помощью криволинейного интеграла вдоль профилей соответствующих границ.

В результате была изучена зависимость напряженного состояния от взаимного расположения двойников. Определено, что весьма вероятно зарождение трещин в вершинах двойников, особенно при их сближении. При этом максимальные значения $\sigma_{экв}$ наблюдаются при расстоянии между вершинами двойников от 1 до 8 мкм и при развитии встречных двойников в одной плоскости.

УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ ГРУППЫ ДВОЙНИКОВ, НАХОДЯЩЕЙСЯ В МИКРОРАЗМЕРНОМ ЗЕРНЕ В НЕДЕФОРМИРУЕМОМ ТВЕРДОМ ТЕЛЕ

Дробышевская Т. В., Остриков О. М.

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

Многочисленные исследования показывают, что процесс двойникования в большинстве случаев протекает путем образования групп двойников. Образующиеся группы двойников оказывают существенное влияние на прочность двойникующихся материалов. Соответственно, всестороннее изучение процессов, связанных с образованием групп двойников является важным.

Целью данной работы явилась разработка условия равновесия группы клиновидных двойников, образованных в зерне в недеформируемом твердом теле.

Было рассмотрено многосторонне зерно недеформируемого поликристалла. Полагалось, что зерно расположено вдали от поверхности и содержит группу из q двойников. Условие равновесия описанной системы можно записать в виде [1]:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j}=0,\ \tilde{S}_{ij}-S^r_{ij}=0,\ \tilde{S}_{ij}\tilde{S}_{ij}<\frac{2}{3}Y_s^2,\ \sigma_{ij}=-p\delta_{ij}+S_{ij},\ p=-K\varepsilon^e_{kk},\ S_{ij}=2\mu e^e_{ij},$$

$$K=\lambda+\frac{2\mu}{3},\ e^e_{ij}=\varepsilon^e_{ij}-\frac{1}{3}\varepsilon^e_{kk}\delta_{ij},\ \varepsilon^e_{ij}=\frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j}+\frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right)-\varepsilon^p_{ij},\ \varepsilon^p_{ij}=\frac{1}{2}\left(\beta_{ij}+\beta_{ji}\right),$$

$$\tilde{S}_{ij}=S_{ij}+S'_{ij},\ \ S'_{ij}=\sigma'_{ij}-\frac{1}{3}\sigma'_{kk}\delta_{ij},\ \ \sigma'_{ij}=-C\varepsilon_{jkl}\frac{\partial \alpha_{li}}{\partial x_k},\ \alpha_{ji}=\varepsilon_{jsp}\frac{\partial \beta_{pi}}{\partial x_s},$$

$$\alpha_{ij}=\sum_{k=1}^{n}(\alpha_{ij})_{b_k}+\sum_{t=1}^{q}(\alpha_{ij})_{tw_t}+\alpha^f_{ij},\ \sigma'_{ij}=-C\varepsilon_{jkl}\frac{\partial \alpha_{li}}{\partial x_k}=-C\varepsilon_{jkl}\varepsilon_{lsp}\frac{\partial^2 \beta_{pi}}{\partial x_k \partial x_s},$$

где u_i – компоненты вектора перемещений; тензоры: напряжений (σ_{ij}); деформаций (ε_{ij}); пластической дисторсии (β_{ij}); девиатора напряжений (S_{ij}); девиатора деформаций (e_{ij}); плотности дислокаций в зерне (α_{ij}); плотности дислокаций k-ой зеренной границы ($(\alpha_{ij})_{b_k}$); плотности дислокаций границ t-го двойника ($(\alpha_{ij})_{tw_t}$); плотности дислокаций в зерне (α^f_{ij}); $\tilde{S}_{ij}$ – девиатор полных напряжений; S^r_{ij} – напряжения сил трения покоя; Y_s – предел текучести материала; ε_{ijk} – абсолютно антисимметричный тензор Леви-Чивиты; δ_{ij} – символ Кронекера; p – давление; K – модуль объемного сжатия; μ – модуль сдвига; индекс e обозначает упругие деформации; индекс p обозначает пластические деформации; σ'_{ij} – вихревые самоуравновешенные напряжения; C – константа.

В результате было разработано условие равновесия группы клиновидных двойников, развивающихся в микроразмерном зерне в недеформируемом твердом теле.

1. Киселев, С. П. Внутренние напряжения в твердом теле с дислокациями / С. П. Киселев // Прикладная механика и техническая физика. – 2004. – Т. 45, № 4. – С. 131–136.

СПОСОБ РАСЧЕТА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПОНЕНТА У МЕХАНИЧЕСКИХ ЛИНЗОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЕ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni_2MnGa, ОБЛАДАЮЩЕГО СВОЙСТВОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Остриков О. М., Шматок Е. В.

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

Процессы двойникования, скольжения либо разупорядоченное скопление дислокаций в мартенситной и аустенитной фазе сплава Ni_2MnGa посредством собственных полей напряжений способны изменять соотношение Ni, Mn и Ga в отдельных областях материала. Изучение особенностей деформирования монокристалла Ni_2MnGa дает возможность управления данным процессом. Исходя из вышесказанного, принимая во внимание значительную популярность сплава Гейслера Ni_2MnGa, исследование вопросов перераспределения легирующих элементов, а также разработка методов управления данным процессом является важной научной и практической задачей.

Цель работы заключается в предложении метода расчета распределения легирующих компонентов в монокристаллическом ферромагнитном сплаве Гейслера Ni_2MnGa, обусловленного влиянием напряженно-деформированного состояния, вызванного единичным линзовидным двойником.

Распределение каждого из элементов сплава обусловлено энергией $U(x, y)$ взаимодействия легирующего компонента с полем внутренних напряжений, обусловленных двойником. Принцип минимизации данной энергии вносит изменение в распределение концентрации $C(x, y)$ легирующего компонента. Благодаря этому у механического двойника изменяется соотношение элементов Mn и Ga друг относительно друга. Расчетные формулы имеют вид:

$$C(x, y) = D_n \exp\left(-\frac{U(x, y)}{kT}\right),$$

$$U(x, y) = \frac{-4}{3}\pi R^3\left(\frac{R - r_n}{R}\right)\sigma(x, y),$$

где D_n – доля примеси в элементарном объеме; R и r_n – атомный радиус матрицы и примеси соответственно; $\sigma(x, y)$ – компоненты тензора внутренних напряжений, обусловленные механическим двойником:

$$\sigma(x, y) = \sigma_{xx}(x, y) + \sigma_{yy}(x, y) + \sigma_{zz}(x, y),$$

где $\sigma_{xx}(x, y)$, $\sigma_{yy}(x, y)$, $\sigma_{zz}(x, y)$ – нормальные компоненты напряжений, создаваемые двойникующими дислокациями.

Предлагаемая модель позволит прогнозировать области изменения концентрации легирующего компонента в Ni_2MnGa и связанное с этим локальное изменение его физических свойств.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ (001) МОНОКРИСТАЛЛА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ УПРАВЛЯЕМОЙ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

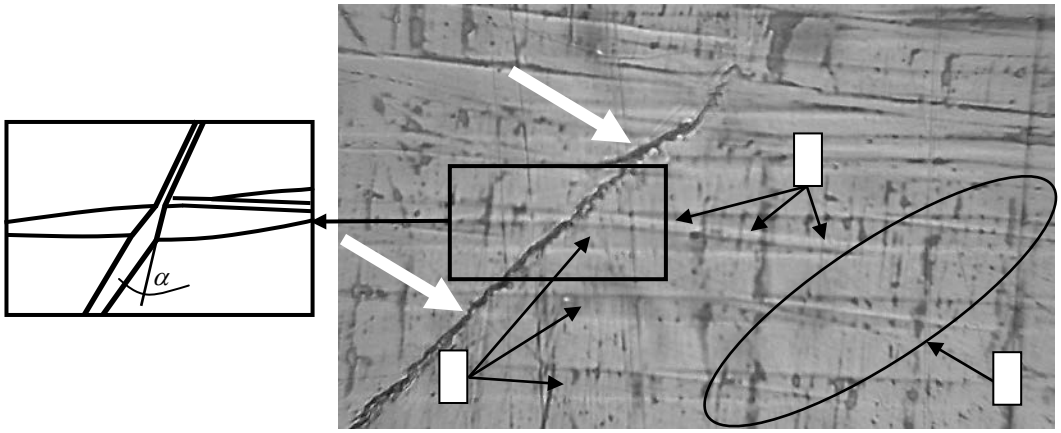
Шматок Е. В., Остриков О. М.

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

Двойникование и скольжение в ферромагнитном монокристалле с памятью формы Ni_2MnGa, в зависимости от кристаллографических плоскостей его зарождения, играет двойную роль. Во-первых, это основная причина разрушения монокристалла посредством формирования дислокационной трещины, а во-вторых – стопор на пути ее роста. Исходя из этого, в связи с ростом популярности сплавов Гейслера, актуальной научной задачей является изучение протекания процесса разрушения монокристалла Гейслера Ni_2MnGa.

Целью работы стал анализ особенностей процесса разрушения спровоцированного в монокристалле Ni_2MnGa посредством деформирования плоскости (001) алмазным индентором Виккерса.

Как показано на рисунке, в результате деформирования плоскости (001) образца, образовалась трещина в направлении [110] (отмечена на рисунке белыми стрелками).



Параллельные двойниковые прослойки 1 (см. рисунок), находящиеся в плоскостях типа {100} в мартенситной фазе монокристалла Ni_2MnGa, оказали прямое влияние на ширину трещины, пересекающую их под углом ~45°. Неравная ширина трещины объясняется поворотом кристаллической решетки, который свойственен двойникованию. Поэтому на поверхности трещины наблюдается ступенька с углом двойникования α (см. схему-выноску на рисунке). У пересекающих трещину двойников наблюдаются несдвойникованные области 2. В области 3 напряженно-деформированное состояние таково, что у двойниковых прослеоек в этой области имеет место система несдвойникованных областей.

ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ У ПОЛОС СДВИГА В ВИДЕ ЛУЧЕЙ

Остриков О. М., Рюмцев А. А.

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

Необходимость создания теоретической базы для исследований металлических стекол для определения границ областей применения данного материала обусловлена высоким потенциалом его свойств, раскрытых в работах [1, 2] в различных направлениях машиноведения. Следует отметить, что деформация в металлических стеклах, относящихся к аморфным материалам, часто происходит негомогенно, и основным каналом деформации является полоса сдвига. Данный канал деформации в аморфном материале еще малоизучен, и влияние его формы на напряженно-деформированное состояние до сих пор не раскрыто в полной степени, что значительно сужает сферу применения данного материала.

Целью данной работы стала разработка модели расчета полей напряжений, создаваемых полосами сдвига в форме лучей, а также описание полученных результатов.

В решении проблемы, связанной с описанием процессов пластической деформации в металлических стеклах, возможно использование дислокационного подхода [1], на основании подобия в развитии полос сдвига в аморфном материале и двойникования и скольжения в монокристаллах. Пользуясь методом Грина для расчета тензора напряжений становится возможным нахождение элементов тензора напряжений и создание математической модели для описания полей напряжений, создаваемых полосами сдвига (см. рисунок).

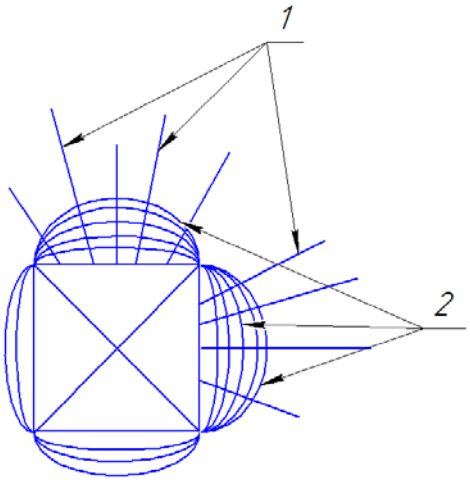


Схема деформационной картины, возникающей у отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности аморфного сплава: 1– полоса сдвига в виде лучей, 2– полоса сдвига в виде чешуйчатых навалов

Список литературы

1. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.
2. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ У ПАРАБОЛИЧЕСКИХ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Остриков О. М., Рюмцев А. А.

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

Недостаточная изученность деформированного состояния металлических стекол, поведения атомов в неупорядоченной структуре материала при негомогенной деформации и влияния формы полос сдвига на распределение напряжений в объеме материала является основным препятствием на пути расширение сферы применения материала данного типа. Исследования свойств материала показывают большой потенциал применения его в различных областях приборо- и машиностроения. Следует отметить, что, как и у других аморфных материалов, основной путь развития деформации в металлических стеклах лежит через полосы сдвига, физика образования которых еще недостаточно изучена. К изучению данного канала деформации может быть применен дислокационный подход.

В зависимости от значений приложенных нагрузок наблюдается два типа полос сдвига: лучи (см. рисунок), которые, как правило, в сплавах на основе железа возникают при нагрузке выше 1 Н, и чешуйчатые навалы (см. рисунок), которые образуются при нагрузках ниже указанной выше величины.

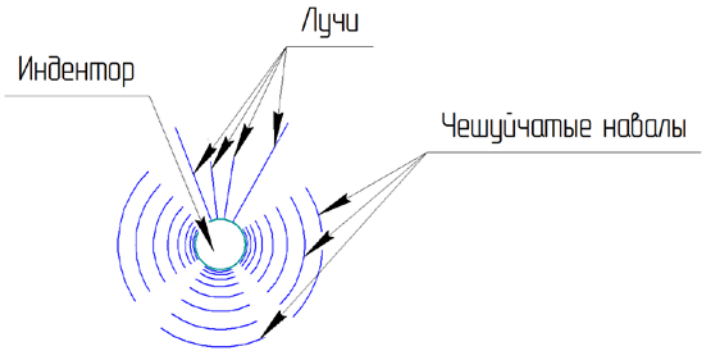


Схема образования полос сдвига в виде лучей и полуколец у отпечатка индентора на поверхности металлического стекла

Расчет напряжений у полос сдвига в виде полуколец может быть основан на применении метода функций Грина, в соответствии с которым

$$\sigma_{ij}(x,y)=\int_0^L \sigma_{ij}^0(x,y,\xi)\rho(\xi)\sqrt{1+(T(\xi))^2}\,d\xi,$$

где L – проекция длины полосы сдвига на ось OX; $\rho(\xi)$ – плотность квазидислокаций; ξ – параметр интегрирования; $\sigma_{ij}^0(x,y,\xi)$ – компоненты тензора напряжений, создаваемых единичной квазидислокацией полосы сдвига; $T(\xi)$ – дифференциал функции, определяющей форму полосы сдвига.

НАНОФАЗНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Кругляков А.А.[1], Никулин С.А.[2], Хаткевич В.М.[2], Рогачев С.О.[2]

[1]Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет, г. Санкт-Петербург, Россия
[2]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Штамповые стали для горячего деформирования – стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) – сохраняют технологические преимущества традиционных сталей на базе α-твердого раствора и обеспечивают повышенную стойкость инструмента, работая в аустенитном состоянии. Стали этого класса в аустенитном состоянии склонны к деформационному, дисперсионному или комплексному упрочнению в условиях температурно-силовых нагрузок на инструмент непосредственно при его эксплуатации. Использование многократной пластической деформация при 450 °С обеспечивает значительное повышение прочностных свойств стали при температурах испытания до 800 °С без существенного понижения характеристик пластичности. При этом представляет интерес оптимизация схем деформационно-термической обработки сталей с РАПЭ, обеспечивающей дополнительное нанофазное упрочнение наклепанного аустенита, а также изучение природы упрочнения таких сталей.

В настоящей работе анализируется структура, фазовый состав и упрочнение стали с РАПЭ на примере стали типа 5Х3Г3Н5М3Ф после термомеханической обработки (ТМО), включающей аустенизацию и многократную пластическую деформацию. Перед ТМО сталь подвергали закалке с температуры 1020 °С в масле с последующим двойным отпуском при 610–620 °С и 560–580 °С.

Модельный эксперимент ТМО проводили на установке Gleeble System 3800 на цилиндрических образцах высотой 10 мм и диаметром 7 мм. ТМО включала в себя аустенизацию при температуре 1150 ºС, охлаждение до температуры 450 ºС и последующую деформацию сжатием (деформация на каждом из 5-ти циклов ~2 %, скорость деформации 0,1 $с^{-1}$). Далее проводили нагрев до температуры 750 ºС, соответствующей рабочей температуре эксплуатации штампа, и последующую деформацию сжатием по аналогичному режиму.

Методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеновского фазового анализа показано, что в сталях с РАПЭ в аустенитном состоянии при многократной пластической деформацией в интервале температур 450-750 °С наряду с процессами деформационного, дисперсионного и комплексного упрочнения происходит нанофазное упрочнение с высокой термической устойчивостью «наклёпанного состояния». Выделение наноразмерных термоустойчивых избыточных фаз обеспечивает торможение процессов рекристаллизации при рабочих температурах, сдерживает рост зерна и повышает стабильность аустенита, что является одним из основных факторов упрочнения стали при ТМО.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ Zr-Nb СПЛАВА ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Никулин С.А., Рожнов А.Б., Хаткевич В.М., Рогачев С.О.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Исследованы структура и механические свойства промышленного циркониевого сплава Э125 (Zr–2,5% Nb) после мегапластической деформации методом РКУ-прессования. Прессование проводили, используя маршрут B_C и угол пересечения каналов 90º, в изотермических условиях, но со ступенчатым понижением температуры, по двум режимам: 2 прохода при T = 425 ºС + 2 прохода при T = 400 ºС + 2 прохода при T = 350 ºС (режим 1); 2 прохода при T = 450 ºС + 2 прохода при T = 425 ºС + 2 прохода при T = 400 ºС (режим 2).

Для РКУ-прессования использовали заготовки длиной 100 мм и диаметром 20 мм, вырезанные из прутка сплава Э125 в состоянии поставки, которые перед РКУ-прессованием подвергали рекристаллизационному отжигу (T = 580 °С, 6 ч).

РКУ-прессование приводит к формированию субмикрокристаллической структуры. Средний размер зерна после РКУ-прессования по режиму 1 составил 185 нм, при этом наблюдается ярко выраженная разнозернистость (рис. 1, *а*). РКУ-прессование по режиму 2 приводит к формированию преимущественно равноосной структуры со средним размером зерна 225 нм (рис. 1, *б*).

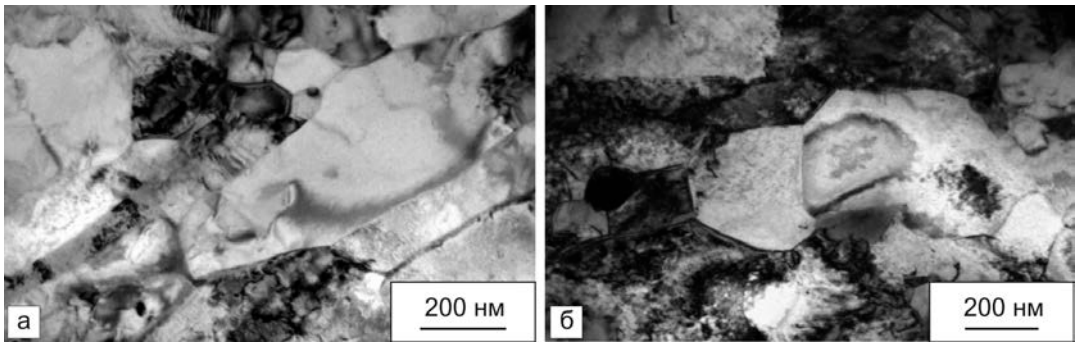


Рис. 1. Фотографии микроструктуры сплава Э125 после РКУП

После РКУ-прессования наблюдается существенное повышение прочностных характеристик сплава: для режима 1 предел прочности сплава составил 820 МПа, а предел текучести 700 МПа (в исходном состоянии 420 и 230 МПа, соответственно), при относительном удлинении 10 % (в исходном состоянии 27 %). При повышении температуры РКУ-прессования (режим 2) прочностные характеристики сплава снижаются (предел прочности 650 МПа, предел текучести 380 МПа), пластичность повышается (относительное удлинение 14 %). Упрочнение материала, достигнутое при РКУ-прессовании, сохраняется при нагреве до температуры 450 ºС.

Рентгеновский фазовый анализ выявил в структуре сплава в исходном состоянии (отжиг при T = 580 °С, 6 ч) наличие преимущественно фазы α-Zr, а также фаз β-Nb и β-Zr с объемными долями 1,1…1,5 %. В образцах, подвергнутых РКУ-прессованию по обоим режимам, наблюдается только одна фаза: α-Zr.

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДАМИ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА

[1]Савенков Г.Г., [2]Барахтин Б.К., [3]Рудомёткин К.А., [1]Тананыхина Н.И., [4] Григорьев А.Ю.

[1]Санкт-Петербургский государственный технологический институт,
[2]ЦНИИ КМ «Прометей», [3]ОАО «Водтрансприбор»,
[4]ЭКЦ МВД по г. Санкт-Петербургу и Ленинградской обл., г. Санкт-Петербург, Россия,
sav-georgij@yandex.ru,

Методами мультифрактального анализа исследован образец из стали марки Ст.3, испытавший деформацию $\varepsilon \sim 500\%$ при средней её скорости $\dot{\varepsilon} \approx 10^4\ c^{-1}$. Предлагаемые в ряде работ [1, 2] механизмы высокоскоростной сверхпластичности, не совсем адекватно объясняют природу аномально высокой пластичности. Поэтому целью проведенной работы являлось определение с привлечением методов мультифрактального анализа структурно-механического состояния стали после высокоскоростного деформирования образца, и выявление механизмов, ответственных за сверхпластические свойства.

Из набора мультифрактальных параметров использованы два: пространственная размерность объекта D_{0f} (фрактальная размерность) и скрытая упорядоченность δ, характеризующая (в том числе) меру беспорядка в структуре образца.

Металлографический анализ показал, что тело образца насквозь рассечено полосами Людерса шириной ~ 80 мкм, состоящими из динамически полигонизованных зёрен. Встречаются и полосы адиабатического сдвига, которые быстро демпфируют («рассыпаются», ветвятся), превращаясь в зоны ротации диаметром от 300 (max) до 50 (min) мкм. В последнем случае в зонах встречи ротаций возникают трещины длиной до 50 мкм. Наблюдалась также и относительно развитая пористость (отдельные поры также достигают диаметра 50 мкм), способствующая проявлению сверхпластических свойств материала.

По параметру δ структурные изменения реализуются в последовательности: 0,09 (протяженные ПАС → 0,048 (локализованное течение в «организованных» каналах) → 0,036 (локализованные вихри в пределах 50 мкм) → 0,025 (начало структурно – фазового превращения от фрагментированного состояния к динамически полигонизованному с началом рекристаллизации)).

По параметру D_{0f} прослеживается следующая картина. В зонах пластического течения зерна деформированы и неравноосны с соотношением осей более 1:10. При этом «среднее» заполнение поля изображения характеризуется величиной $D_{0f} < 1{,}93$. По мере приближения величины δ к 0,04 значения D_{0f} возрастают до 1,95, т.е. происходит «измельчение» структуры и формировании равноосных зерен вследствие динамической полигонизации. Начало структурно-фазового превращения с переходом к рекристаллизационным процессам сопровождается ростом D_{0f} до 1,96.

Полученные результаты свидетельствуют, что в образце произошел структурно-фазовый переход с изменением агрегатного состояния вещества: $\delta \to 0$ и $D_0 \to \max$. То есть материал переходит в гидродинамическое или полностью аморфизованое состояние, при этом резко активизируются ротационные моды деформации, включение которых приводит к появлению у каждого элемента структуры ещё трёх степеней свободы, на которых может рассеиваться упругая энергия. Такое существенное изменение свойств материала и изменение механизма пластического течения и являются основными факторами перехода материала в сверхпластическое состояние при высоких скоростях деформации.

Список литературы
1. Переверзенцев В.Н. Модель высокоскоростной сверхпластичности // ЖТФ. 1996. Т.66, вып. 12. С. 140 – 143.
2. Краснощёков Ю.И., Кузнецов Л.К., Переверзенцев В.Н. и др. К теории аномальной пластичности материалов при высокоскоростной деформации // ДАН СССР. 1990. Т. 312, № 4. С. 872 – 875.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Fe-20%Cr-5%V ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М, Денисенко К.С.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Метод высокотемпературного «внутреннего» азотирования является перспективным для обработки образцов и тонкостенных изделий из коррозионностойких сталей ферритного класса, где в качестве легирующих элементов выступают хром, ванадий и др., с целью получения комплекса механических и эксплуатационных свойств материала, таких как высокая стойкость к коррозии, износостойкость и повышенная прочность при высоких температурах.

Целью данной работы являлось исследование микроструктуры, фазового состава и механических свойств сплава Fe–20%Cr–5%V легированного азотом из газовой фазы методом высокотемпературного азотирования.

Образцы для высокотемпературного азотирования вырезали из листа толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии. Азотирование проводили в среде чистого азота при избыточном давлении 0,1– 0,2 атм, последующий отжиг проводили в вакууме.

После азотирования (при температуре ~ 1100 ºС) и охлаждения на воздухе методом рентгеновской дифрактометрии показано наличие в материале четырех фаз: феррита, азотистого мартенсита, аустенита и нитридов ванадия типа VN длиной 4 ± 2 мкм. Наблюдаемые фазы одновременно присутствуют в материале из-за различной локальной концентрации азота по сечению образца после азотировании.

Отжиг при температуре 700 ºС после азотирования приводит к распаду мартенсита и аустенита, азот из твёрдого раствора связывается в дисперсные частицы нитридов хрома (длиной 200– 750 нм и шириной 20–150 нм).

Результаты измерения микротвёрдости по сечению образцов свидетельствует о высокой однородности материала после химико-термической обработки по всем использованным режимам. В исходном состоянии микротвёрдость находится на уровне 179 ± 5 HV, далее возрастает до 346 ± 17 HV при повышении массовой доли азота до 2,40 %.

Повышение концентрации азота в материале до 0,5 - 1,7 % при азотировании приводит к повышению предела прочности и текучести при комнатной температуре, соответственно, в 1,3– 1,6 раз и в 1,1– 1,6 раза при удовлетворительном относительном удлинении. Дальнейшее повышение концентрации азота приводит к существенному снижению пластичности материала.

СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ТЕЛЕЖЕК ГРУЗОВЫХ ВАГОНОВ ПОСЛЕ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

Никулин С.А.[1], Федин В.М.[2], Рожнов А.Б.[1], Рогачев С.О.[1]

[1]Национальный исследовательский технологический университет СиС», [2]Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Москва Москва
nikulin@misis.ru

Наиболее эффективным способом устранения вредного влияния концентраторов напряжений и продления эксплуатационного ресурса боковых рам тележек грузовых вагонов является их упрочнение методом объемно-поверхностной закалки (ОПЗ); при этом технология позволяет повысить прочностные свойства боковых рам как новых, так и после наплавки без изменения материала и самой технологии изготовления отливок. Такая обработка, применяемая к массовым видам металлопродукции для железнодорожного транспорта, позволяет создать градиент твердости по сечению изделия и обеспечить внутренние остаточные сжимающие напряжения в его поверхностных слоях.

Фрагменты из буксового и рессорного проема боковой рамы из стали 20ГЛ термически упрочняли методом ОПЗ по режиму: $T_{\text{нагрева}}$ = 950 ºС, $\tau_{\text{охл}}$ = 5 мин, производительность насоса, Q = 320 м^3/ч.

ОПЗ обеспечивает получение в поверхностном слое стенки фрагмента боковой рамы упрочненной зоны толщиной ~5 мм с внутренними остаточными сжимающими напряжениями, достигающими минус 200 МПа против растягивающих напряжений плюс 60 МПа, характерных после термической обработки нормализацией, и обеспечивает получение градиента прочности и твердости по сечению стенки фрагмента боковой рамы: с 21 HRC в сердцевине до 36 HRC на поверхности. Твердость рабочей поверхности верхней части буксового проема боковой рамы толщиной 20 мм в 2,4 раза выше по сравнению с нормализованным состоянием.

ОПЗ фрагментов боковых рам позволяет повысить их механические свойства: временное сопротивление в 1,6 - 2,0 раза, условный предел текучести в 1,3 - 1,6 раз, несущую способность в 2,6 раз, предел выносливости на 10 % и циклическую долговечность (живучесть) при наличии концентратора напряжения в виде надреза в 3,4 раза при сохранении высокого уровня пластичности.

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

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НИКЕЛЯ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Попов В.В. [1], **Попова Е.Н.** [1], **Кузнецов Д.Д.**[1], **Столбовский А.В.**[1], **Шорохов Е.В.**[2]

[1]*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия;*
[2]*Российский федеральный ядерный центр – ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина, г. Снежинск, Челябинская обл., Россия;*
vpopov@imp.uran.ru

Исследована структура и термическая стабильность Ni технической чистоты (99,6%), обработанного различными методами интенсивной пластической деформации (ИПД): кручением под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре и в жидком азоте, равноканальным угловым прессованием (РКУП) и динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП). Метод ДКУП, разработанный в Российском федеральном ядерном центре, реализуется по схеме, близкой к РКУП, но для деформации образцов вместо прессового оборудования используется энергия пороховых газов.

После КВД при комнатной температуре формируется однородная субмикрокристаллическая структура, однако, наноструктурное состояние не достигается. КВД в жидком азоте позволяет измельчить структуру до нанокристаллической, со средним размером зерен 80 нм и микротвердостью 6200 МПа, чего не удается сделать в случае КВД деформации при комнатной температуре. Для структуры в сильнодеформированном состоянии характерны искривленные границы кристаллитов, не всегда четко видимые, искривленный контраст внутри кристаллитов и высокая плотность дислокаций. Все это свидетельствует о высоком уровне внутренних упругих напряжений и косвенно указывает на особое неравновесное состояние границ зерен.

ИПД методами ДКУП и РКУП не позволяет получить столь дисперсную структуру и такие высокие значения твердости, как в случае КВД. В этом случае формируется субмикрокристаллическая структура. Механизм формирования субмикрокристаллической структуры при ДКУП схож с механизмом, наблюдаемым при РКУП. Фрагментация структуры происходит через образование и измельчение дислокационной ячеистой структуры с последующим переходом к высокоугловым разориентировкам. Как и в случае РКУП, в структуре даже при самой высокой исследованной степени деформации наряду с высокоугловыми сохраняются и малоугловые границы, и можно полагать присутствие границ двух типов – с большей и меньшей степенью неравновесности. Следует отметить, что при ДКУП измельчение структуры до субмикрокристаллических размеров происходит быстрее по сравнению с РКУП, за меньшее число проходов.

Термическая стабильность субмикрокристаллической структуры Ni, полученной ДКУП и РКУП, значительно выше, чем после КВД. По-видимому, снижение термической стабильности при переходе от образцов, продеформированных методами РКУП и ДКУП к образцам, продеформированным КВД при комнатной температуре и особенно к образцам, продеформированным при криогенной температуре, объясняется ростом внутренних упругих напряжений и накопленной внутренней энергией деформированного материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Спин» № г/р 01201463330 при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 15-9-2-44), программы ориентированных фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 13-2-029-ЯЦ) и РФФИ (проект № 15-03-03103).

ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ОКРЕСТНОСТИ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ НАНОКОМПОЗИТА

Власов Н.М., Челяпина О.И.

Подольский институт (филиал) Университета машиностроения, Подольск, Россия,
chelyapina@pochta.ru

В работе осуществлено математическое моделирование нарушения контакта и образования свободного объема между включениями и матрицей вблизи поверхности нанокомпозита. Модельная схема нанокомпозита представляет собой цилиндрические и сферические включения в окружающей матрице. Материал включения обладает высокими упругими и прочностными характеристиками в сочетании с низким коэффициентом термического расширения (например, система «вольфрам-медь»). Подобное сочетание свойств позволяет рассматривать абсолютно жесткое включение в пластической матрице.

При тепловом нагружении нанокомпозита возникает контактное давление [1].

Равновесная концентрация вакансий C_p зависит от контактного давления p (напряжение сжатия). По мере уменьшения C_p происходит увеличение отношения $(C_0 - C_p)/(1 - C_p)$. Это сопровождается увеличением dr_0/dt и $\delta r_0(t)$. Упомянутые характеристики имеют логарифмическую зависимость от $R/r_0 = \frac{l}{r_0}(1 + \sqrt{1 - r_0^2/l^2})$, где C_0 – средняя концентрация вакансий, l – расстояние от центра полости до поверхности полуплоскости, r_0 и R – внутренний и внешний радиус цилиндрической полости. В общем случае отношение l/r_0 определяет интенсивность диффузионного процесса в окрестности цилиндрической полости около поверхности нанокомпозита. Образование свободного объема на границе цилиндрического включения прекращается после исчерпания характерного размера области сжатия в окружающей матрице. Увеличение внутреннего радиуса цилиндрической полости имеет следующую зависимость от времени

$$\delta r_0(t) = r_0(t) - r_0 = \sqrt{\frac{2Dt(C_0 - C_p)}{(1 - C_p)\ln R/r_0}}.$$

Математическое решение задачи основано на использовании конформного отображения полуплоскости с отверстием в концентрическое кольцо [2].

Математическое описание диффузионных процессов для сферических включений идентично при одинаковых параметрах системы. Это обусловлено отсутствием «фокусировки» диффузионного потока вакансий, поскольку свободная поверхность нанокомпозита остается плоской для включений разной геометрической формы, а плоские сечения цилиндрической и сферической полостей идентичны. Однако увеличение объема сферической полости и цилиндрической полости единичной длины подчиняется разным зависимостям, поскольку объем сферы и цилиндра описываются разными зависимостями от радиуса.

Список литературы

1. Власов Н.М., Драгунов Ю.Г. ЖТФ, 2014. Т.84. Вып. 6, С. 71-76.
2. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. Пер. с англ. М.:Наука, 1973, 831 с.

МИКРО/МЕЗО ТРЕЩИНЫ И РЕЛАКСАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА

Лексовский А. М., Баскин Б.Л., Якушев П.Н.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия
albert.leksowskij@mail.ioffe.ru

Рассматривается комплекс экспериментальных данных по прямому наблюде-нию рождения, развития и взаимодействия микро / мезо трещин in situ с помощью РЭМ, акустической эмиссии в варианте локации, лазерной интерферометрии.

Эксперимент показывает, что:

- трещины масштаба ~ 0.1- 10 μm рождаются взрывообразно с быстро спадающей начальной скоростью, на порядки превышающей скорость стационарной пластической деформации на данный момент времени
- рождение этих "элементарных" трещин сопровождается кратковременным увеличением скорости деформации ползучести на один – три порядка
- размер родившейся трещинки зависит от соотношения уровня запасенной в локальном объеме энергии и диссипативных свойств окружающего объема
- решающую роль в механизме перераспределения локальных напряжений играют релаксационные процессы
- посредством изменения скорости деформирования, температуры испытания и степени стесненности деформации экспериментально показана возможность реализации как дискретного, так и коррелированного (по релаксационному механизму) трещинообразования, т.е. формирования зоны процесса.

Полученные экспериментальные результаты позволяют сформулировать новый взгляд на механизм разрушения как вязко-хрупкий переход при деформации растяжением однородного упруго-пластического твердого тела. Под действием механического растягивающего напряжения в твердом теле во времени и в соответствии с нагрузкой и температурой происходят элементарные акты низкоразмерных структурных изменений, которые имеют дискретный характер по определению. То есть, имеет место "тривиальный" термофлуктуационный процесс многоуровневой пластической деформации с накоплением всех элементарных носителей и, соответственно, увеличением латентной энергии и сокращением диссипативной способности. В местах неоднородного его развития накапливается энергия упругой деформации, которая в определенный момент непременно оказывается достаточной для дискретного структурного перестроения следующего масштабного уровня, например, для рождения микротрещин. Каждое рождение дефекта микро и мезо масштаба есть акт локального тестирования диссипативной способности системы, при условии достаточности которой взаимодействие между микротрещинами регулируется релаксационными процессами. Продолжительность стадии коррелированного трещинообразования и его интенсивность при статическом деформировании определяется возможностью реализации / подавления диссипативных свойств системы в целом в процессе перераспределения локальных напряжений, формированием новой гетерогенности более высокого масштабного уровня. На фоне нарастающей поврежденности и, соответственно, сокращения диссипативной способности системы в целом, именно невозможность вынужденных крупномасштабных перестроек при очередном взрывообразном рождении микро / мезо трещины (структурного дефекта) определяет вязко-хрупкий переход, т.е. неконтролируемый процесс хрупкого разрушения.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ГИДРОУДАРА

Кузнецов А.В.

ОАО «Армалит-1», г. Санкт- Петербург, Россия,
avkuznecov@armalit1.ru

Рассматриваются результаты динамических испытаний нержавеющей стали 12Х18Н10Т, применяемой в конструктивных элементах водозапорной арматуры, работающей при различных температурах и периодически подвергающейся воздействию гидроудара. Скорость деформации в этих условиях $\dot{\varepsilon} \approx 10^3\ \text{с}^{-1}$.

Динамические испытания стали на одноосное растяжение при температурах от 20 ^{0}С до 350 ^{0}С проводились по методике Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона (РСГ). Установка для динамических испытаний, реализующая метод РСГ, состояла из пневматической пушки с системой управления, комплекса измерительно-регистрирующей аппаратуры и комплекта сменных стержней. Измерения деформации производилось с помощью наклеенных на боковую поверхность стержней тензодатчиков. Исследуемая сталь имела следующие стандартные механические характеристики: σ_B = 570 МПа, $\sigma_{0,2} = 350$ МПа, $\delta_5 = 55\%$, $\psi = 65\%$.

При испытаниях на РСГ было получено: при температуре испытаний 20 ^{0}С – предел прочности σ_B увеличился в 1,8 раза до значения $\sigma_{Bд} = 1{,}03 \pm 0{,}02$ ГПа, предел текучести увеличился в 1,7 до значения $\sigma_{Sд} = 0{,}585 \pm 0{,}025$ МПа, значения характеристик пластичности δ и ψ практически не изменились. При увеличении температуры испытаний до 350 ^{0}С характеристики прочности упали практически в два раза. Характеристики пластичности (деформационной способности) незначительно снизились при температуре испытаний 350 ^{0}С, а при температурах испытаний 150 и 250 ^{0}С их значения оставались постоянными на уровне $\delta = 59\%$ и $\psi = 66\%$. При этом также следует отметить, что наибольшее (аномальное) снижение обеих прочностных характеристик (предела прочности и предела текучести) наблюдалось при температуре испытаний 150 ^{0}С ($\sigma_{Bд} = 0{,}675 \pm 0{,}035$ МПа, $\sigma_{Sд} = 0{,}375 \pm 0{,}015$ МПа), а при температурах испытаний 250 и 350 ^{0}С уменьшение данных характеристик было более плавным и уже не столь значительным. Заметим, что испытания стали 12Х18Н10Т, проведенные при различных повышенных температурах, но в условиях статического растяжения стандартных (ГОСТ 1497) образцов, показывают заметное снижение как пластических характеристик, так и прочностных [1].

Поскольку вышеуказанные конструктивные элементы рассчитываются на прочность по критерию предельных пластических деформаций Смирнова-Аляева [2]: $\varepsilon_i = \varepsilon_P$ (ε_i – интенсивность деформаций, $\varepsilon_P = 2\ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right)$ – предельная пластическая деформация), то сделан вывод о том, что в условиях гидроудара прочность элементов водазапорной арматуры обеспечивается без дополнительного усиления конструкции.

Список литературы

1. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1983. 352 с .
2. Селиванов В.В. Механика разрушения деформируемого тела. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 420 с.

НЕМАГНИТНЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

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

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

В промышленности сплавы меди с небольшим количеством хрома, по составу близкие к хромовой бронзе БрХ0.5 (Cu–0.4% Cr) находят широкое применение как материалы с высокой электропроводностью, теплопроводностью и коррозионной стойкостью. Кроме того малая растворимость хрома в меди при температурах близких к комнатной открывает перспективу создания дисперсионно-твердеющих медных сплавов с высокими механическими свойствами. Сплавы Cu–Fe в промышленности не используются в качестве дисперсионно-твердеющих сплавов, однако в алюминиевые бронзы железо часто вводят как модифицирующую добавку.

В металлах и сплавах с ГКЦ-решеткой, в том числе ряде сплавов на основе меди после холодной деформации прокаткой со степенями более 95% и последующего рекристаллизационного отжига может быть получена совершенная биаксиальная кубическая текстура, близкая к монокристальной {100}. Ленты-подложки из сплавов на основе меди с кубической текстурой рекристаллизации могут быть использованы для нанесения многослойных функциональных композиций, в том числе в конструкции высокотемпературных сверхпроводящих проводов второго поколения (2G HTSC).

Использование в качестве легирующих элементов в медных сплавах для подложек 2G HTSC железа или хрома связано с их упрочняющей способностью, несмотря на их крайне ограниченную растворимость в меди.

Для исследования были выплавлены бинарные сплавы Cu–Me на основе чистой, бескислородной меди 99.95%, другие легирующие элементы имели чистоту не ниже 99.94%. Все сплавы выплавлялись в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. После ковки и шлифовки получали заготовки для холодной прокатки. Холодную деформацию заготовок осуществляли до толщины 100-80 мкм (98.6-99%).

В бинарных сплавах Cu–1.2 ат.% Fe, Cu–1.6 ат.% Fe и Cu–0.4 ат.% Cr сплавах после соответствующих технологических процедур реализуется острая биаксиальная кубическая текстура рекристаллизации. Определены оптимальные режимы отжига, позволяющие получить в сплавах Cu–Me совершенную биаксиальную текстуру с содержанием кубических зерен {001}<100> более 97%.

В исследованных лентах в процессе охлаждения после рекристаллизационного отжига происходит выделение дисперсных частиц, что способствует повышению механических свойств подложки. Оценка механических свойств текстурованных лент из исследованных бинарных медных сплавов демонстрирует превышение предела текучести текстурованной ленты из чистой меди в 2.5–3 раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Кристалл», № 01201463333 (проект № 15-17-2-16).

КРУЧЕНИЕ ПРУЖИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯГИВАЮЩЕЙ СИЛЫ

[1]Андронов И.Н., [2]Демина М.Ю., [1]Полугрудова Л.С.

[1]Ухтинский государственный технический университет, Ухта
[2]Сыктывкарский лесной институт (филиал) Санкт-Петербургского лесотехнического университета, Сыктывкар, Россия
[1]iandronov@mail.ru, [2]mdemina59@mail.ru

При осевом деформировании витых пружин растяжения возникает кручение пружины вокруг собственной оси. Угол поворота любого поперечного сечения витка пружины, выполненной из традиционных материалов, относительно ее оси линейно зависит от приложенной нагрузки, а также определяется жесткостью сечения при изгибе [1]. В современных работах, посвященных численным расчетам пружин из никелида титана, не учитывается, что одновременно с поступательным движением пружина крутится [2]. В данной работе выполнено экспериментальное исследование взаимосвязи поступательного и вращательного движения пружины, выполненной из проволоки сплава TiNi эквиатомного состава, характеристические температуры мартенситных переходов которого составляют: M_s = 323 К, M_f = 303 К, A_s = 328 К, A_f = 348 К. Пружину нагружали осевой силой в аустените, проводили термоцикл охлаждение–нагрев под нагрузкой. На этапе охлаждения пружина раскручивалась и удлинялась, а при нагреве закручивалась и сжималась, причем вначале начинается вращательное движение, которое затем сопровождается изменением длины пружины. Относительное удлинение и максимальный угол закручивания пружины на этапе охлаждения под нагрузкой зависят от приложенной силы: удлинение возрастает пропорционально силе, угол закручивания уменьшается (рис. 2).

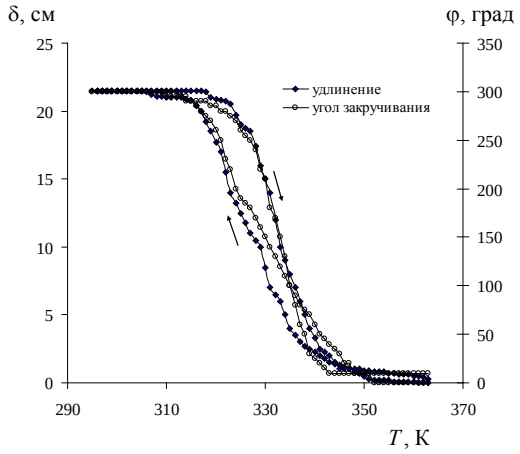


Рис. 1. Температурная зависимость удлинения и угла закручивания пружины под действием осевой силы натяжения P = 2,5 Н

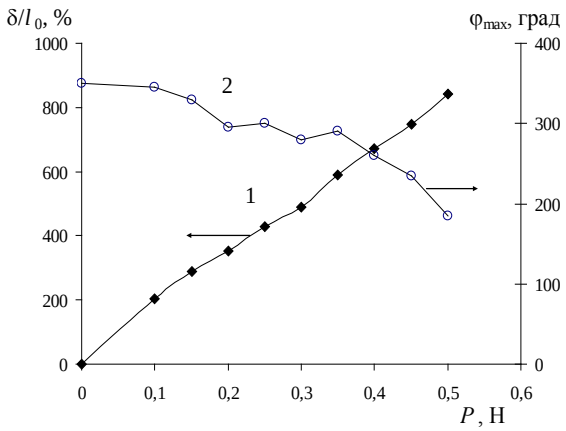


Рис. 2. Зависимость относительного удлинения и максимального угла закручивания пружины на этапе пластичности превращения от растягивающей силы

Список литературы

1. Горсунов П. И. Деформация винтовых цилиндрических пружин простейшего типа // Известия СММИ. Томск, 1933–1934. Т. 1 (53), вып. 2. С. 93–124.
2. Auricchio F., Scalet G., Urbano M. A Numerical/Experimental Study of Nitinol Actuator Springs // Journal of Materials Engineering and Performance. 2014. V. 23(7). 2420–2428.

ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЙ МОДИФИКАТОР ДЛЯ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гувалов М.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика,
abbas.guvalov@akkord.az

Технология бетонов нового поколения (называемых также высококачественными, высокофункциональными) основывается на принципах направленного структурообразования на всех этапах производства. Обязательным элементом технологии является комплексное введение в состав бетона реакционно-способных порошковых минеральных компонентов и органических модификаторов, называемых органоминеральными добавками (ОМД).

При проведении экспериментов в качестве компонентов ОМД использованы САС-суперпластификатор на основе полиарилсульфонсульфонатных олигомеров и вулканический пепел Джейранчельского месторождения [1].

Совместный помол минеральной и органической составляющих в мельнице в течение 1 ч был осуществлен с целью механоактивации добавок, а также усиления процесса адсорбции пластификаторов на поверхности пепла, вплоть до хемосорбции. Подготовленные ОМД были смешаны с цементом в соотношении 5 : 95. Из полученных композиций было приготовлено тесто нормальной густоты и сформованы кубики 20х20х20мм для испытания прочностных характеристик.

Анализируя данные синтеза прочности композиционных вяжущих и зависимость ранней (3 сут.) и марочной (28 сут.) прочности цементного камня от состава композиций, можно сделать следующее выводы:

- Использование комплексных органоминеральных добавок приводит к повышению прочности, как в ранние сроки твердения, так и в возрасте 28 суток.
- Эффект повышения 3-х суточной прочности составляет в сравнении с базовым цементом 67-84 %, а в сравнении с цементами, содержащими тонкодисперсный пепел, которые зарекомендовали себя как быстротвердеющие, эффект составляет от 20 до 32%.

Выполненные эксперименты подтвердили ранее высказанное положение о том, что рациональное сочетание малых добавок минеральных и органических модификаторов позволяет модифицировать структуру цементного камня на микроуровне так, чтобы придать материалу повышенную прочность, обеспечивающую высокую эксплуатационную надежность конструкций.

Таким образом, введение в цементные системы ОМД полученные на основе тонкодисперсного вулканического пепла, содержащий до 85% стеклофазы алюмосиликатного состава позволяет создавать необходимые реологические условия для получения высокотехнологичных и удобоукладываемых смесей и формирования плотно упакованной структуры цементных материалов.

Список литературы

1. Гувалов А.А.Комплексные органоминеральные добавки в технологии монолитного бетона Науковий Вістник Будівництва, Міністерство Освіти і Науки Украіни, Академія Будівництва Украіни, 64, Харків 2011, стр.107-113

ПРИМЕНЕНИЕ АСИМПТОТИЧЕСКОГО МЕТОДА ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ КОЛЕБАНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Литвинов В.Л.

ГОУ ВПО СамГТУ, г.Самара, Россия,
vladlitvinov@rambler.ru

Вопросы надежности при проектировании машин и механизмов с движущимися границами требуют все более полного учета динамических явлений, имеющих место в проектируемых объектах. Наличие движущихся границ вызывает значительные затруднения при описании таких систем, точные методы решения ограничены простыми граничными условиями. На практике скорость движения границ технических объектов меньше скорости распространения колебаний в них. Решим задачу асимптотическим методом.

Пусть движение системы описывается волновым уравнением

$$U_{\tau\tau}(\xi,\tau)-U_{\xi\xi}(\xi,\tau)=0 \qquad (1)$$

при граничных условиях

$$U(0,\tau)=0;\ U(\ell(\tau),\tau)=F(\tau);\ \ell(0)=1. \qquad (2)$$

Здесь τ,ξ безразмерное время $(\tau\ge 0)$ и безразмерная пространственная координата; $\ell(\tau)$ закон движения правой границы; $F(\tau)$ заданная функция.

В работе [1] в результате решения исходной задачи (1) получено функциональное уравнение

$$\varphi(\tau+\ell(\tau))=\varphi(\tau-\ell(\tau))+1. \qquad (3)$$

При неподвижных границах $\ell(\tau)=\ell$ решением (3) является линейная функция $\varphi_s(z)=z/2\ell+const.$

В случае медленного движения границы $\ell(\tau)$ «фаза» волны $\varphi(z)$ за время ее пробега через систему изменяется незначительно относительно $\varphi_s(z)$. Записывая $\varphi(\tau+\ell(\tau))$ в виде степенных рядов по $\ell(\tau)$, после их подстановки в (3) получим дифференциальное уравнение для медленно изменяющейся «фазы» $\varphi(\tau)$

$$\sum_{k=0}^{\infty}\frac{l^{k+1}}{(k+1)!}\cdot\frac{d^{k+1}\varphi}{d\tau^{k+1}}=1. \qquad (4)$$

Так как $\varphi(\tau)$ мало отклоняется от линейного закона $\varphi_s(z=\tau)$ за время пробега волны через резонатор, то каждый следующий член в левой части уравнения (4) много меньше предыдущего и его решение нужно искать в виде ряда

$$\varphi(\tau)=\sum_{n=0}^{\infty}\varphi_n(\tau). \qquad (5)$$

Подставляя (5) в (4) и приравнивая члены одинакового порядка малости по отдельности к нулю, получим для нулевого приближения $\varphi_0(\tau)=\int_0^{\tau}\frac{\partial t}{\ell(t)}$.

Обозначим $z_{\pm}=\tau\pm\xi$. В случае линейного закона движения границы $\ell(t)=1+v\tau$ фаза динамических собственных колебаний равна $\varphi_0(z_{\pm})=\frac{1}{v}\ln(\ell(\tau)\pm v\xi)$.

Таким образом, асимптотический метод уже в нулевом приближении дает качественно совпадающие с точными результаты.

1. Весницкий А.И. Волны в системах с движущимися границами и нагрузками // Физматлит, М., 2001, 320 стр.

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Голубовский Е.Р., Волков М.Е., Эммаусский Н.М, Шибаев С.А.

ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия,
golubovskiy@ciam.ru

Представлены результаты экспериментального исследования малоцикловой усталости (МЦУ) в условиях «жёсткого» нагружения (при контролируемой деформации в цикле) монокристаллов сплава ВЖМ-5 при температурах 850 и 1050°С в интервале 10^2...$5{\cdot}10^4$ циклов. ВЖМ-5 – никелевый жаропрочный безуглеродистый сплав, легированный рением [1].

Монокристаллические образцы для испытаний (общей длиной l = 56 мм и диаметром и расчётной длиной рабочей части, соответственно, ∅ 4.37 мм и L =13 мм) были механически изготовлены (с финишной операцией продольного полирования) из монокристаллических отливок с аксиальной кристаллографической ориентацией (КГО) <001>. Аксиальная КГО каждого образца контролировалась методом рентгеновской дифрактометрии на установках ДРОН-3. Испытания на МЦУ (по ГОСТ 25.502 и ASTM E-606) проведены на машинах PEZ 4777 и LFV-100, при осевом нагружении, с коэффициентами асимметрии цикла $R_\varepsilon = \varepsilon_{мин.}/\ \varepsilon_{макс.} = -1$ (850°С) и $R_\varepsilon = 0$ (850 и 1050°С). Параметры нагружения: форма цикла – синусоидальная; частота f = 0,5 Гц; контролируемые параметры цикла – минимальная $\varepsilon_{мин.}$ и максимальная $\varepsilon_{макс}$ деформации в цикле. В результате испытаний образца (при заданных значениях температуры, коэффициента асимметрии цикла R_ε и размаха деформации в цикле $\Delta\varepsilon$) определялось число циклов до разрушения N_f и записывались диаграммы деформирования (петли гистерезиса) для каждого цикла нагружения, по которым затем определялись значения напряжений $\sigma(N)_{макс}$ и $\sigma(N)_{min}$ в цикле с номером $N = N_f/2$.

Обработкой результатов испытаний были определены численные значения коэффициентов степенной и экспоненциальной моделей и установлено, что оценка дисперсии, характеризующая разброс экспериментальных данных относительно уравнений регрессии, имеет наименьшие значения для экспоненциальной модели, по которой и были построены кривые МЦУ по размаху деформации $\Delta\varepsilon$ для каждой температуры и исследованных коэффициентов асимметрии цикла.

В результате обработки экспериментальных значений напряжений $\sigma(N)_{макс}$ и $\sigma(N)_{min}$ для цикла с номером $N = N_f/2$ были получены численные значения коэффициентов экспоненциальной модели и построены кривые МЦУ в координатах «$\sigma(N)_{макс}$, $\sigma(N)_{min}$ – $\log N_f/2$» .

Приведен анализ кривых МЦУ, полученных в настоящей работе, и результатов, полученных ранее для сплава ВЖМ-4, легированного рутением. Представлены результаты исследования характера разрушения по изломам испытанных монокристаллических образцов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00570.

1. Толорайя В.Н., Петухов А.Н., Колотников М.Е., Харьковский С.В., Остроухова Г.А.// Некоторые особенности формирования монокристаллических отливок на примере безуглеродистого сплава ВЖМ 5 //Вестник двигателестроения, 2011, №2, с.234-238 (Украина, на русск. яз).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРА ЭНЕРГИЙ АКТИВАЦИИ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ИСПОЛЬЗУЯ ДАННЫЕ КАЛОРИМЕТРИИ И РЕЛАКСАЦИИ МОДУЛЯ СДВИГА

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

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия
tsyplakovaleksandrn@gmail.com

Предложены два метода для вычисления спектра энергий активации структурной релаксации металлических стекол. Методы базируются на межузельной теории [1], в рамках которой структурная релаксация является релаксацией подсистемы «дефектов», которые по своим свойствам подобны межузельным гантелям в простых кристаллических металлах [2]. С одной стороны, спектр энергий активации n_0 (т.е. распределение числа «дефектов» в зависимости от энергии активации E_0) может быть вычислен, используя экспериментальные данные релаксации модуля сдвига: $n_0(E_0) = \beta^{-1} d(\Delta G(E_0)/G_{rt})/dE_0$, где $\Delta G = G - G_{rel}$ – изменение модуля сдвига в результате структурной релаксации, G – модуль сдвига в исходном состоянии, G_{rel} – модуль сдвига в релаксированном состоянии, G_{rt} – модуль сдвига стекла при комнатной температуре и β – сдвиговая восприимчивость [1, 2]. С другой стороны, тот же самый спектр может быть вычислен, используя калориметрические данные для теплового потока: $n_0(E_0)=\rho\Delta W(E_0)/(T'AG_{rt})$, где $\Delta W = W_{rel} - W$, W – тепловой поток в исходном состоянии, W_{rel} – тепловой поток в релаксированном состоянии, ρ – плотность стекла, T' – скорость нагрева, A – параметр зависящий от скорости нагрева [2].

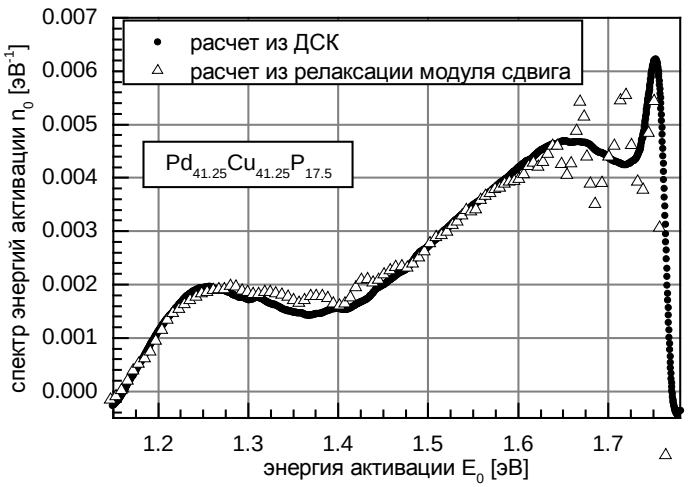


Рис.1. Спектр энергий активации структурной релаксации стекла $Pd_{41.25}Cu_{41.25}P_{17.5}$, вычисленный с использованием данных ДСК и релаксации модуля сдвига.

Верификация вышеописанных методов была выполнена для трех металлических стекол. Установлено, что спектры, вычисленные из независимых экспериментальных данных по дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и релаксации модуля сдвига, показывают хорошее соответствие. На рис. 1 в качестве примера приведен расчет спектров для стекла $Pd_{41.25}Cu_{41.25}P_{17.5}$. С результатами, кратко представленными в данном тезисе, можно подробнее ознакомиться в работе [3].

Список литературы

1. A.V. Granato. Phys. Rev. Lett. 68, 974 (1992).
2. S.V. Khonik, A.V. Granato, D.M. Joncich, A. Pompe, V.A. Khonik. Phys. Rev. Lett. 100, 065 501 (2008).
3. A.N. Tsyplakov, Yu.P. Mitrofanov, A.S. Makarov, G.V. Afonin, V.A. Khonik. J. Appl. Phys. 116, 123507 (2014).

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Cu ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Чембарисова Р.Г.

Уфимский государственный авиационный технический университет,
Уфа, Россия
chroza@yandex.ru

С превышением скорости деформации некоторого порогового значения (~10^3 – 10^4 c^{-1}) дислокации могут преодолевать препятствия без участия тепловых флуктуаций. При этом их скорости ограничиваются лишь диссипативными процессами. Увеличение скорости деформации выше критической приводит к возрастанию сопротивления деформированию кристаллических твердых тел, что является следствием ограниченности числа дислокаций и их скорости. Важным фактором, повышающим напряжения, возникающие в деформируемом теле, является также и размер зерна. В данной работе представлены результаты анализа активности механизмов деформации в ультрамелкозернистой (УМЗ) Cu по сравнению с механизмами деформации активными в её крупнокристаллическом (КК) состоянии в процессе динамического нагружения (ДН) исследуемых образцов со скоростью деформации ≈ 1500c^{-1} при комнатной температуре (КТ) [1]. Согласно экспериментальным наблюдениям предел текучести КК Cu при КТ оказался равным 225 МПа. При этом кривые деформации характеризовались высоким коэффициентом деформационного упрочнения. Экспериментальные исследования деформационного поведения образцов УМЗ Cu, полученных в результате 8 проходов равноканального углового прессования (РКУП), показали, что предел текучести указанного состояния составил 551 МПа. При этом коэффициент деформационного упрочнения был мал. Исследования микроструктуры выявили наличие деформационных двойников после ДН как КК, так и УМЗ Cu. Значительное измельчение зерна наблюдалось в результате деформирования КК Cu. В то же время размер зерна изменился мало при ДН УМЗ Cu. Плотность дислокаций в результате высокоскоростной деформации (ВСД) УМЗ Cu возросла в ≈1.2 раза по сравнению с УМЗ состоянием Cu после РКУП, в КК – в ≈5.3 раза по сравнению с исходным КК состоянием. Известно, что ВСД сопровождается увеличением давления в образце и повышением его температуры. Согласно результатам моделирования, проведенного на основе соотношений упругопластического поведения среды, включающих кинетические уравнения эволюции плотности дислокаций и деформационных двойников (ДД), указанные особенности деформационного поведения УМЗ и КК Cu объясняются уменьшением модуля сдвига и энергии дефекта упаковки с увеличением температуры и давления в ударной волне. Скорость деформации оказывает существенное влияние на аннигиляцию дислокаций при поперечном скольжении и их неконсервативном движении. Возросшее вязкое торможение дислокаций и образование ДД при ДН УМЗ Cu способствуют понижению коэффициента деформационного упрочнения.

Список литературы

1. Юечэн Дун, И .В. Александров, В .Д. Ситдиков, Дж. Ванг // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 79–82.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Кобзарева Т.Ю.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Громов В.Е.[1], Будовских Е.А.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
[3]Национальный томский политехнический университет, г. Томск, Россия,
kobzarevatanya@mail.ru

Образцы титанового сплава ВТ6 подверглись электровзрывному легированию (ЭВЛ) при поглощаемой плотности мощности 6,5 ГВт/м^2. В качестве взрываемого проводника использовали углеграфитовые волокна, в область взрыва помещали порошковую навеску карбида кремния. ЭВЛ осуществляли на оборудовании центра материаловедения СибГИУ. Последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) образцов осуществляли при четырех различных режимах на установке «СОЛО». Режим 1: плотность энергии пучка (E_s) E_s = 45 Дж/см^2, длительность импульса (τ) τ = 100 мкс, количество импульсов (N) N = 10 имп. Режим 2: E_s = 50 Дж/см^2, τ = 100 мкс, N = 10 имп. Режим 3: E_s = 60 Дж/см^2, τ = 100 мкс, N = 10 имп. Режим 4: E_s = 45 Дж/см^2, τ = 200 мкс, N = 20 имп.

Последующая обработка легированного слоя титанового сплава ВТ6 после ЭПО сопровождается изменением микротвердости поверхности и приповерхностного слоя. После дополнительной обработки образцов титанового сплава наблюдается существенное снижение микротвердости поверхностного слоя, по сравнению с данными после ЭВЛ. Максимальная микротвердость поверхности облучения (режим №3) в 3,5 раза превышает микротвердость сердцевины образца. Толщина упрочненного слоя при этом составляет около 80 мкм, что в 2 раза превышает толщину упрочненного слоя после ЭВЛ. Необходимо отметить, что увеличение плотности энергии пучка электронов сопровождается снижением количества объемных максимумов микротвердости: при облучении пучком электронов с плотностью энергии 45 Дж/см^2 фиксируется 3 объемных максимума; при 50 Дж/см^2 – 2; при 60 Дж/см^2 – 1. При этом максимально удаленный максимум микротвердости соответствует переходному слою обработанных образцов после комбинированной обработки.

Таким образом, электровзрывное легирование с навеской порошка карбида кремния титанового сплава ВТ6 позволяет многократно (до 6 раз) увеличить микротвердость поверхности упрочнения при общей толщине упрочненного слоя 40 мкм. Последующая ЭПО приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя в ~3,5 раза (по отношению к микротвердости объема образца) при общей толщине упрочненного ~ 80 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта №13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ.

ДИНАМИКА РОСТА ПОР ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Галактионова А.В., Емалетдинов А.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет,
г.Уфа, Россия,
g-arina@yandex.ru

Динамика роста пор при циклическом термомеханическом нагружении базируется на следующих допущениях. Температурно-силовая нагрузка жаропрочного сплава создает в металле квазиравновесную концентрацию избыточных вакансий. Избыточные вакансии объединяются в пустоты – поры; объем образца увеличивается на величину, приблизительно равную суммарному объему пор. Образование кластера – зародыша поры и его роста до критического размера рассматривается как процесс коагуляции избыточных вакансий. При этом критический размер трактуется как размер, при котором пора не рассасывается, а начинает устойчиво расти в условиях облучения. Критический размер зародыша поры существенно зависит от пересыщенности вакансиями. Концентрация вакансий вблизи поверхности зародыша поры близка к равновесной для данной температуры облучения с учетом кривизны поверхности поры.

Рассмотрен рост одиночной поры под действием циклических напряжений растяжения и температуры. Термоупругие напряжения полагаем много меньшими по сравнению с растягивающими. Показано, что в условиях температурно-силовой нагрузки возникает квазиравновесное состояние вакансий вдали от поры и за счет разности химических потенциалов возникают диффузионные потоки вакансий к поре. Когда время работы турбины существенно превосходит характерное время подстройки диффузионного поля к условиям, меняющимся на границе в процессе ее движения можно рассматривать стационарное уравнение. В стационарном режиме роста скорость роста поры будет определяться уравнением сохранения потока вакансий и вероятностью поглощения вакансий. Показано, что вероятность поглощения вакансий меняется от 0 до 1 и зависит от многих факторов, структуры поверхности поры, температуры, частоты колебаний атомов и других параметров. В случае равенства вероятности поглощения нулю роста поры происходить не будет даже при наличии пересыщения вакансий. При положительных значениях будет происходить рост поры. Учет структуры поверхности поры и ее влияние на вероятность поглощения приведет к усложнению задачи моделирования динамики роста поры.

Список литературы

1. Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б.Качанов. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1977. 336 с.
2. Е.Н. Каблов Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. М.: МИСиС, 2001. 632с.
3. В.А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Запорожь., ОАО «Мотор Сич». 2003. т.1,2.
4. Я.Е. Гегузин, М.А. Кривоглаз. Движение макроскопических включений в твердых телах. Металлургия. 1971. 142с.
5. П.Г. Черемской, В.В. Слезов, В.И. Бетехтин. Поры в твердом теле. М.: Энергоатомиздат. 1990. 376с.
6. H.W. Wiedersich. Theory of defect clustering and void formation. ASM seminar on material science. Ohio. USA, 1975, N9, p1-41.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СИММЕТРИИ НА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ С «МАГИЧЕСКИМ» ЧИСЛОМ АТОМОВ

Сдобняков Н.Ю.[1], Мясниченко В.С.[2], Андрийчук А.П.[1], Соколов Д.Н.[1]

[1]Тверской государственный университет, Тверь, Россия
[2]АО «Научно-производственная компания «Катрен», Новосибирск, Россия
[1]nsdobnyakov@mail.ru, [2]virtson@gmail.com

В рамках настоящей работы на основе анализа потенциальной части удельной внутренней энергии нами были определены температуры плавления для нанокластеров золота с количеством атомов, отвечающим «магическим» числам. В целях реализации компьютерного эксперимента нами была разработана компьютерная программа, в основу работы которой был положен метод Монте-Карло [1], взаимодействие между атомами описывалось многочастичным потенциалом Гупта [2]. На рис. представлены калорические кривые потенциальной части внутренней энергии для нанокластеров золота с «магическим» числом атомов. Заметим, что для ГЦК и икосаэдрической конфигурации, отвечающей одному и тому же количеству атомов, значение температуры плавления несколько различается. Интересно отметить, что калорические кривые имеют ряд изломов, которые соответствуют изменению внутренней структуры кластера (в частности, в диапазоне 800–900 К изломы связаны с резким увеличением объема нанокластера, причины такого явления требуют дополнительного исследования), а не его плавлению (T_m может быть определена, в том числе, по температурным зависимостям первого координационного числа). В целом полученные результаты для температуры плавления «магических» нанокластеров золота согласуются с данными наших работ [3] и работ других авторов [4-7].

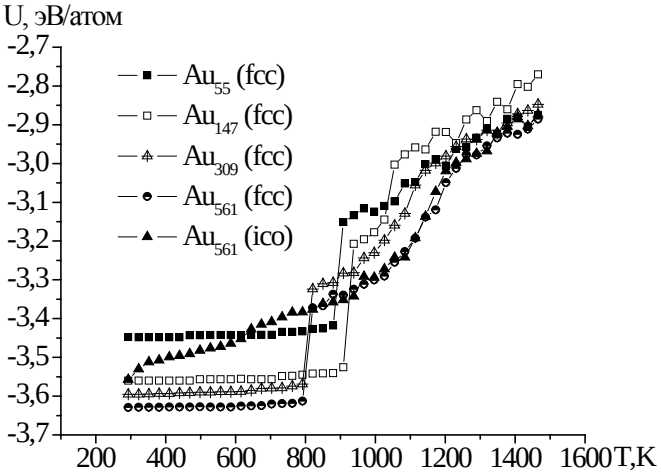


Рис. Калорические кривые для кластеров золота с «магическим» числом атомов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-03-00119-а) и Минобрнауки в рамках выполнения государственных работ.

1. Metropolis N. et al. // J. Chem. Phys. 1953. V. 21. I. 16. P. 1087-1092.
2. Gupta, R.P. // Phys. Rev. B. 1981. V. 23. I. 12. P. 6265-6270.
3. Сдобняков Н.Ю. и др. // Металлы. 2012. № 2. С. 48-54.
4. Самсонов В.М., Бембель А.Г. // ЯФиИ. 2013. Т. 4. № 6. С. 578-589.
5. Todorov I.T., Smith W. // Phil. Trans. R. Soc. A. 2004. V. 362. P. 1835-1852.
6. Yu X., Duxbury P.M. // Phys. Rev. B. V. 52. № 3. P. 2102-2106.
7. Buffat Ph., Borel J-P. // Phys. Rev. A. 1976. V. 13. I. 6. P. 2287-2298.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА СТРУКТУРУ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ 650°С

Мишнев Р.В., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия,
mishnev@.bsu.edu.ru

Новая перспективная сталь мартенситного класса 10Х10К3В2МФБР, разработанная на основе стали Р92, предназначена для применения в теплоэнергетической промышленности. Данная сталь демонстрирует высокое сопротивление ползучести при повышенных температурах, что обусловлено высокой стабильностью неравновесной структуры отпущенного мартенсита. Помимо высокой длительной прочности к данным сталям предъявляется требование низкой склонности к разупрочнению в результате малоцикловой усталости (МЦУ). Известно, что 65% всех разрушений в высоконагруженных турбинах связаны с циклическими нагрузками, которые могут возникать при запуске оборудования, либо могут быть вызваны перепадами в режиме работы теплоэлектростанций, а также градиентом температур при нагревании. Циклическое нагружение может приводить к изменениям микроструктуры материала, обусловливающим снижение сопротивления ползучести.

В данной работе рассматривается влияние степени циклической деформации на долговечность и структуру стали 10Х10К3В2МФБР при высокой температуре 650°С. Было обнаружено, что с увеличением заданного размаха деформации от 0,4% до 1,2% в условиях жесткого нагружения при симметричном цикле с постоянной частотой 0.5 Гц количество циклов до разрушения уменьшается с 11137 до 604 циклов. Усталостное поведение стали при температуре 650°С может протекать в условиях эффекта динамического деформационного старения. Так, при циклическом нагружении с размахом деформации 1,2% сталь демонстрирует прерывистое течение.

Поведение стали 10Х10К3В2МФБР при МЦУ при 650°С можно представить зависимостью амплитуды напряжения σ_a от амплитуды пластической деформации ε_{ap} (уравнение Морроу):

$$lg\sigma_a = \lg(292{,}2) + 0{,}1807 lg\varepsilon_{ap}, \quad (1),$$

а также зависимостью долговечности ($2N_f$ – количество нагружений до разрушения) от амплитуды деформации (уравнение Басквина-Коффина-Мэнсона):

$$\varepsilon_{ac} = 0{,}207\left(2N_f\right)^{-0{,}042} + 43{,}65\left(2N_f\right)^{-0{,}65} . \quad (2)$$

Исследование тонкой структуры стали с помощью просвечивающего электронного микроскопа выявило изменения, связанные с циклическим воздействием: уменьшение плотности дислокаций, увеличение ширины мартенситных реек, образование ячеек и субзерен. Увеличение размаха деформации до 1,2% приводит трансформации реечной мартенситной структуры в субзеренную в результате более интенсивного протекания процессов возврата.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00173).

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДНЫХ И ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНЫХ ВОЛОКОН

Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А.

Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия
fazlitdinovaag@mail.ru

Эксплуатационные характеристики композиционных материалов, изготавливаемых с применением углеродных волокон (УВ), в значительной степени зависят от их физико-механических свойств, которые определяются структурой, в том числе размерами областей когерентного рассеяния (ОКР) и текстурой. Конечные свойства углеродных волокон на основе полиакрилонитрила (ПАН) зависят также от условий термостабилизации. При температурах ~250°С в объеме исходного ПАН прекурсора формируется новая наноструктура термостабилизированного волокна. Считается, что во многом структура углеродного волокна наследует таковую полиакрилонитрильной нити. Режимы термомеханического воздействия оказывают существенное влияние на этот фазовый переход.

В работе методом рентгеноструктурного анализа (дифрактометр D8 ADVANCE, фильтрованное CuK_{α}-излучение) выполнены сравнительные исследования тонкой структуры ПАН, термостабилизированного и углеродного волокна, прошедшего высокотемпературную термомеханическую обработку при ~3000°С в атмосфере аргона, а также УВ, полученного в присутствии добавки бора при температуре 2650°С.

Для обеспечения условия самофокусировки дифрагированного пучка по Брэггу-Брентано полиакрилонитрильное или УВ располагали в виде тонкого (0,1–0,2 мм) слоя нитей. Профили дифракционного максимума 010 ПАН, формируемого ОКР, ориентированными относительно оси нити под углом φ от 0 до ±5º, а также максимума 002 ОКР УВ, ориентированными относительно его оси под углом φ от 0 до ±9º, анализировали используя Origin 8. Межплоскостное расстояние d и средние размеры ОКР компонент вычисляли по центру тяжести и интегральной ширине максимумов. Для характеристики текстуры материала ПАН использовали величину Z – ширину (в градусах) на половине высоты зависимости интенсивности дифракционного максимума 010 (при фиксированном значении $2\theta = 16{,}8°$) от угла φ ориентировки ОКР относительно оси нити.

Показано, что анализ профиля наиболее интенсивного асимметричного дифракционного максимума 002 материала углеродного волокна позволяет получить данные о его тонкой структуре, установить взаимосвязь между режимами получения и его тонкой структурой. Материал углеродных волокон гетерогенен, компонентный состав областей когерентного рассеяния определяется условиями получения и зависит от угла ориентировки относительно оси нити. Средние размеры областей когерентного рассеяния по мере перехода к компонентам, соответствующим меньшим значениям d_{002}, увеличиваются и при этом зависят от угла ориентировки φ относительно оси нити. Структура кристаллической составляющей исходной нити представлена двумя видами ОКР полиакрилонитрила, отличающимися на порядок средними размерами. На начальной стадии изотермической термостабилизации наблюдается совершенствование структуры ПАН нити – увеличение размеров крупных ОКР1 и повышение текстуры материала. Фазовый переход структуры ПАН в структуру термостабилизированного волокна развивается путем формирования в локальных микрообъемах размером порядка одного нанометра новой высокодисперсной фазы.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ – ПОДЛОЖКА» НА ОПТИМАЛЬНУЮ ТОЛЩИНУ КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

Мартынов С.А., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Зиновьев А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
сия, martynov@ispms.tsc.ru

В работе численно исследованы особенности деформации материала с покрытием при растяжении. Методом конечных разностей решалась краевая задача в постановке плоской деформации. Рассмотрена реальная структура образца с экспериментально наблюдаемой кривизной границы раздела «покрытие–подложка», а также модельная структура с идеальной синусоидальной формой данной границы. Для реальной структуры установлено, что при увеличении толщины покрытия, величина максимальных концентраций напряжений в области границы раздела «покрытие - подложка» нелинейно уменьшается до некоторого значения, достигает предельной величины и далее не меняется. Показано, что данная оптимальная толщина покрытия может зависеть от шероховатости границы раздела, её кривизны. Для исследования влияния параметров кривизны границы раздела «покрытия – подложка» на прочность композита использовалась модельная структура. Была проведена серия расчетов, в которой варьировались амплитуда (от 20 до 120 мкм) и период (от 100 до 160 мкм) синусоиды, а также толщина сплошного слоя покрытия d (от 10 до 190 мкм).

Установлено, что при увеличении амплитуды, величина максимальных относительных концентраций напряжений в области границы раздела «покрытие - подложка» увеличивается и не влияет на оптимальную толщину покрытия (рис. 1*а*).

Показано что, при увеличении периода оптимальная толщина сплошного слоя увеличивается (рис. 1*б*). При этом величина максимальных относительных концентраций меняется слабо. Данные зависимости носят экспоненциальный характер.

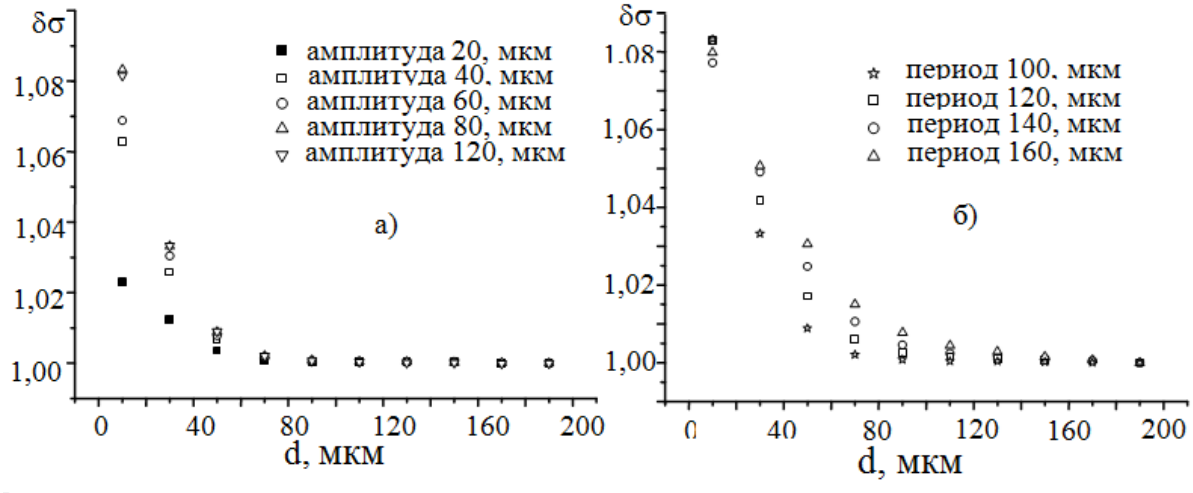


Рис.1 Относительное изменение величины концентрации напряжений в зависимости от толщины покрытия при различной амплитуде (а) и периоде (б) синусоиды

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований.

ФОТОСИТАЛЛ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ, ОБЛАДАЮЩИЙ ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Красников А.С.[1], Миркин Л.И.[2]

[1]Рязанский государственный университет имени С.А. Есенина, Рязань, РФ, a.krasnikov@rsu.edu.ru

[2]Научно-исследовательский институт механики Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, Москва, РФ, mirkin@imes.msu.ru

В электронике и электротехнике существует повышенный спрос на электроизоляционные материалы, пригодные для работы в широком диапазоне частот при высоких напряжениях. В ситаллах и фотоситаллах сочетаются многие физико-химические свойства, что делает их пригодными для использования в электронной и электротехнической промышленности [1,2].

Во многих случаях из ситаллов можно изготовить простые изоляторы нужной формы, но очень часто изоляторы приходится соединять с металлической арматурой в виде проводников или деталей механического крепления (например, держатели динодов ФЭУ). Примерами конструкции типа изолятор-металл могут служить герметичные или маслонаполненные вводы в трансформаторах и конденсаторах, а также разнообразное тарельчатые и штыревые изоляторы. Ситаллам и фотоситаллам присуще важнейшее преимущество при изготовлении спайки металл-изолятор, так как при этом легко подобрать по величине коэффициентов теплового расширения, такой подбор обеспечит малую величину термических напряжений в изоляторе и при изменении температуры и позволяет обеспечить надежность соединения металл–изолятор.

Для получения фотоситаллов с максимальной прочностью большой интерес представляет исследование влияния на прочность уменьшения кристаллов до нанокристаллических размеров и далее вплоть до молекулярных, когда кристаллическая структура перейдет в аморфную. Особенно широкое применение нашли фотоситалловые пластины для фотоэлектронных умножителей и фотоситалловых матричных решеток для газоиндикаторных панелей. Замена в производстве ФЭУ слюдяных пластин на фотоситалловые обеспечивает за счет снижения газоотделения материала существенно значительное повышение долговечности этих приборов. В производстве матричных решеток для ГИП фотоситалл оказался практически незаменимым материалом.

Фотоситалловые изделия имеют технически обоснованную перспективу для обеспечения производства особо важных для промышленности приборов и автоматизированных систем управления, а также нового поколения цветных телевизоров.

По имеющимся сведениям фирмой Corning освоено производство подобного светочувствительного стекла и фотокерамики в микроэлектронике (интегральные схемы и другие изделия электронной техники). Потребление их на мировом рынке в начале 21 века оценивалось в 1,6 биллионов фунтов.

В связи с изложенным в настоящее время целый ряд свойств фотоситаллов, таких как тангенс угла диэлектрических потерь tgS, диэлектрическая проницаемость e, коэффициент линейного термического расширения ОС, содержание кристаллической фазы К нуждаются в значительном улучшении, поэтому необходима модификация состава и структуры фотоситаллов путем введения в определенных количествах взамен SiO_2 в литиевоалюмосиликатную систему различных оксидов BaO, SrO [3].

1. Н. Макмиллан. Стеклокерамика. Издательство «Мир». Москва. 1967. 259 с.
2. А.И. Бережной. Ситаллы и фотоситаллы. Москва. «Машиностроение». 1981. 444 с.

3. А.С. Красников, Л.И. Миркин. Структура, свойства и лазерное разрушение стеклокристаллических материалов и керамики. М.: Светоч Плюс. 2009.140 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПЛЕНОК НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА ЦИНКА С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА РФЭС

Когтенкова О.А., Протасова С.Г., Мазилкин А.А.

ИФТТ РАН, г.Черноголовка, Россия
koololga@issp.ac.ru

Явление слабого ферромагнетизма в полупроводниках в последнее время привлекает внимание исследователей в связи с возможностью создания нового поколения материалов для спинтроники. Особый интерес с этой точки зрения представляет оксид цинка. Он может быть достаточно просто синтезирован в нанокристаллическом состоянии, что является важным фактором для появления ферромагнетизма. Оксид цинка легко легировать атомами переходных металлов для получения в нем ферромагнитных свойств. Однако до сих пор не существует однозначного мнения о причинах возникновения ферромагнетизма в ZnO. Ряд исследований называет причиной ферромагнетизма дефекты структуры ZnO, такие как вакансии и межузельные атомы, возникающие при синтезе материала. Попытка установить физические причины ферромагнетизма оксида цинка является целью данной работы.

На основе математических расчетов и компьютерного моделирования было выдвинуто предположение о роли структурных дефектов в ферромагнитном поведении оксида цинка. К таким дефектам относятся, в частности, кислородные вакансии и межузельные атомы кислорода [1, 2]. Единой точки зрения о природе этих дефектов, основанной на экспериментальных результатах, пока нет, т.к. методы, позволяющие сделать то или иное предположение, являются косвенными. Одним из таких методов является метод РФЭС. В результате работы наблюдалось изменение формы линии кислорода O1s для «магнитных» образцов. В отличие от своей классической формы линия имеет дополнительный пик (пики), что может свидетельствовать о присутствии кислорода в нескольких состояниях [3–4]. Однако однозначной идентификации этих дефектов пока провести достаточно сложно.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 15-03-04220.

Список литературы

1. Ueda K, Tabata H, Kawai T., Appl Phys Lett, 2001, 79(7): 988–990.
2. Sharma P, Gupta A, Rao K V, et al., Nat Mater, 2003, 2: 673–677.
3. Philip J, Punnoose A, Kim B I, et al., Nat Mater, 2006, 5:298–304.
4. Matsumoto Y, Murakami M, Shono T, et al., Science, 2001, 291: 854–856.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 30ХГС

Попова Н.А.[1], Журерова Л.Г.[2], Никоненко Е.Л.[1], Скаков М.К.[3]

[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия;
[2]Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск, Казахстан;
[3]Национальный Ядерный Центр Республики Казахстан, г. Курчатов, Казахстан
natalya-popova-44@mail.ru

Работа посвящена исследованию изменений фазового состава, возникающих в стали 30ХГС при электролитно-плазменной нитроцементации. Основное внимание уделено качественным и количественным изменениям фазового состава в различных слоях материала, образующихся в результате нитроцементации.

Материалом исследования служила конструкционная легированная сталь 30ХГС, прошедшая процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) путем электролитно-плазменной обработки при 850^0С. Изучение структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25000 крат.

Исследование нитроцементованной стали в настоящей работе проведено в двух точках: 1) на поверхности образца и 2) на расстоянии ~40 мкм от поверхности, т.е. в переходной зоне.

Нитроцементация стали привела к существенным качественным и количественным изменениям в структуре, а именно: по мере удаления от обработанной поверхности изменяются такие параметры, как плотность дефектов, их организация, размеры и тип, а также концентрация легирующих элементов и примесей. Это повлекло за собой изменение фазового состава и списка присутствующих фаз, а также их морфологии. Таким образом, и тонкая структура стали, и фазовый состав на поверхности нитроцементованного образца и в зоне промежуточного слоя оказались различными.

Если в исходном состоянии тонкая структура стали 30ХГС представлена смесью зерен феррита и перлита, то нитроцементация стали изменила морфологию α-фазы: на поверхности образца структура α-матрицы стали – это смесь пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) отпущенного мартенсита Во всех зонах внутри и по границам всех кристаллов α-фазы присутствуют частицы легированного цементита и карбонитридов типа $M_2C_{0.61}N_{0.39}$, $M_4(C,N)$, $M_7(C,N)_3$ и $M_{23}(C,N)_6$.

В переходной зоне структура матрицы по-прежнему представляет собой смесь α- и γ-фаз, и основной составляющей в матрице остается α-фаза – отпущенный реечный и пластинчатый (низкотемпературный и высокотемпературный) мартенсит, соотношение морфологических составляющих изменилось: основной морфологической составляющей является реечный отпущенный мартенсит, γ-фаза присутствует в тех же местах, что и на поверхности образца, но её объемная доля увеличилась. Значительно сократилось число карбонитридных фаз.

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

СИСТЕМА $PbCuSbS_3$-Cu_2S

Алиев О.М., Аждарова Д.С., Максудова Т.Ф., Рагимова В.М., Кули-заде Э.С.

Институт Катализа и Неорганической Химии им. акад. М. Нагиев НАНА, Баку, Азербайджан,
chem.@science.az

Целью настоящего исследования является выяснение характера химического взаимодействия в квазитройной системе Cu_2S-PbS –Sb_2 S_3 по разрезу $PbCuSbS_3$–Cu_2S.

Ранее была исследована система $CuSbS_2$–PbS [1]. Система $CuSbS_2$–PbS характеризуется сложным химическим взаимодействием. При соотношении компонентов 1:1 образуется четверная сульфосоль состава $PbCuSbS_3$, плавящаяся конгруэнтно при 1125К.

Сплавы системы $PbCuSbS_3$–Cu_2S синтезировали из лигатур ампульным методом. Максимальная температура синтеза сплавов 1350 К. После окончания синтеза с целью достижения равновесного состояния и получения однородных сплавов, образцы отжигали при температуре на 50 градусов ниже температуры солидуса в течении месяца. Отожженные сплавы исследовали методом ДТА (НТР-73) и РФА (ДРОН-3 CuKα излучении, Ni-фильтр). Микротвердость образцов системы измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Синтезированные сплавы плотные, цвет их меняется от черного до темносерого с металлическим блеском.

Результаты ДТА показали, что на термограммах сплавов, содержащих до 40% $PbCuSbS_3$ имеются по четыре эффекта при 350, 600, 935 и 1000–1350 К, а на термограммах сплавов, содержащих 40-90 мол% $PbCuSbS_3$ наблюдаются по три эндоэффекта. Эффекты при 350–600 К соответствуют фазовому переходу:

$$\alpha \text{ - } Cu_2S \leftrightarrows \beta Cu_2S \leftrightarrows \gamma\text{-}Cu_2S$$

Для выявления микроструктуры сплавов применяли травители 1 NaOH + 3% H_2O_2 и хромовую смесь. Данные микроструктурного анализа показали, что сплавы вблизи $\alpha - Cu_2S$ и четверного соединения $PbCuSbS_3$ (до 1 и 3 мол %) соответственно состоят из одной фазы, а с увеличением содержания второго компонента отмечены двухфазные области. В субсолидусной части системы в, интервале концентраций 1-46 мол% $PbCuSbS_3$ совместно кристаллизуются $\beta + \beta'$.

При измерении микротвердости сплавов получено два ряда значений (250-265 и 130-135.10^7 Па), относящиеся к микротвердости β' (твердый раствор на основе четверного сульфида $PbCuSbS_3$) и α (твердый раствор на основе Cu_2S), соответственно. Результаты рентгенофазового анализа полностью согласуются с данными ДТА, МСА. По результатам исследований построена диаграмма состояния системы Cu_2S–$PbCuSbS_3$. Как видно из рисунка ликвидус системы состоит из двух ветвей первичной кристаллизации фаз γ Cu_2S и $PbCuSbS_3$, пересекающиеся в двойной эвтектической точке. Координаты эвтектической точки: 40 мол % Cu_2S- и 935 К. Таким образом, система $PbCuSbS_3$-Cu_2S является квазибинарным сечением квазитройной системы. Cu_2S–PbS–Sb_2S_3 относится к эвтектическому типу.

1. Байрамова С.Т., Багиева М.Р., Алиев О.М. Взаимодействие в системах $CuSbS_2$—MeS (Me=Eu,Yb). Известия РАН. Неорг. мат. 2011. Т.47. №3. С.14.
2. Рустамов П.Г., Мардахаев Б.Н., Сафаров М.Г. Исследование диаграммы состояния системы Ga-S. Журн. Неорг. Материалы. М.: 1967. Т. 3. № 3. с.479.

ВЛИЯНИЕ ПРИЛОЖЕННОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650°С

Федосеева А.Э., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.

ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, Россия
dudova@bsu.edu.ru

Стали мартенситного класса, содержащие 9% хрома, применяются в качестве материалов для изготовления элементов котлов и паропроводов, что позволяет поднять температуру пара до 620°С и выше, что, в свою очередь, увеличивает КПД энергоблока и снижает количество вредных выбросов в атмосферу. Высокая жаропрочность сталей обусловлена исходно неравновесной реечной структурой мартенсита отпуска. Частицы вторых фаз, такие как карбиды типа $M_{23}C_6$, карбонитриды MX, частицы фазы Лавеса, обеспечивают стабильность структуры путем сдерживания переползания дислокаций и перестройки их в дислокационные стенки, а также препятствуют миграции границ при повышенных температурах. Легирование сталей кобальтом в количестве 3% является одним из эффективных направлений повышения длительной прочности сталей при повышенных температурах.

В данной работе проводилось изучение поведения высокохромистой стали 10Х9К3В2МФБР при ползучести при различных приложенных напряжениях в интервале 100-200 МПа при температуре 650°С, а также исследование микроструктурных изменений в стали после ползучести.

Исследуемая сталь демонстрирует существенное улучшение сопротивления ползучести по сравнению со сталью P92 в результате расширения области дислокационной ползучести с показателем степени n=12 до низких скоростей деформации около 10^{-10} $с^{-1}$. Было установлено, что на зависимости времени до разрушения (τ) от приложенного напряжения (σ) происходит перелом при 140 МПа (время до разрушения около 2000 ч), который делит области высоких и низких напряжений. При переходе из области высоких напряжений в область низких напряжений наклон зависимости $\tau(\sigma)$ уменьшается в два раза, что свидетельствует о том, что в области низких напряжений происходит ускорение деградации сопротивления ползучести стали.

Микроструктурные исследования показали, что ускорение деградации сопротивления ползучести обусловлено следующими изменениями микроструктуры и частиц вторых фаз: 1) трансформацией мартенситной реечной структуры в субзеренную; 2) уменьшением плотности дислокаций; 3) укрупнением частиц карбидов $M_{23}C_6$ и фаз Лавеса; 4) обогащением карбонитридов VX хромом, которое приводит к их постепенной трансформации в Z-фазу при испытаниях при 100 МПа (около 11 000 часов).

Было выявлено, что в условиях длительной ползучести укрупнение карбидов $M_{23}C_6$ приводит к существенному уменьшению сил, тормозящих миграцию границ субзерен и реек, до уровня, близкого к силам Зинера, действующим от карбонитридов MX.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00173.

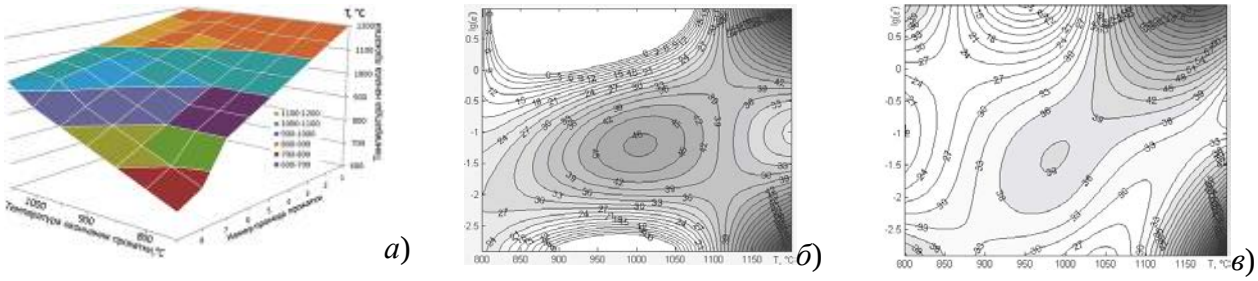
НОВЫЕ МЕТОДИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ДЕЛЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ

Барахтин Б.К.*, Варгасов Н.Р. **, Лукьянов А.А., Созинов Д.С. *, Рудской А.И. ****

**ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», **Государственный Политехнический Университет, Санкт-Петербург, Россия*
BBarakhtin@mail.ru

Прокатка железнодорожных рельсов на российских станах линейного типа, как правило, производится за 12 проходов, оптимизация которых может быть успешна при моделиовании прокатки с помощью деформационных имитаторов типа «Gleeble», деформационных дилатометров и др.

Целью работы является показ возможностей новых методических решений при обработке результатов моделирования горячей деформации и анализа изменений в структурах рельсовых сталей. Опыты проводились со сталями перлитного класса, микролегированных ванадием (РР) и хромом (РА). С помощью имитатора «Gleeble-3800» для режима прокатки с типовыми степенями деформации для скорости деформации $1c^{-1}$ варьировались температуры начала и окончания процесса в интервале 1050-700 ^{o}C с последующей оценкой микротвердости металла и вида структуры. По результатам имитации горячего сжатия построены карты эффективности диссипации энергии (рисунок). В оценке структурного состояния сталей использовались методы зондового анализа и мультифрактальтной обработки изображений.



а) *б*) *в*)

Рис.1. Поле моделируемых температур прокатки (*а*) и карты эффективности диссипации для сталей РР (*б*) и РА (*в*).

В массивах оценок коэффициентов эффективности диссипации, структурно-механического состояния сталей и мультифрактальных параметров получена положительная корреляция. По результатам исследования сформулированы следующие выводы.

1) Рельсовая сталь РА, содержащая до 0,8% C, 0,3% Cr, обладает более высокой микротвердостью по сравнению со сталью РР содержащей 0,06% V;

2) При изготовлении рельсов по технологии ТМО стали, микролегированные титаном (РА), более технологичны по сравнению со сталями, содержащими микродобавки ванадия (РР). Пластическая деформация сталей со скоростью 1 c^{-1} позволяет сформировать равноосную мелкозернистую стабильную структуру в стали РА в диапазоне температур (1200-900 ^{o}C), а в стали РР при $1200>T>1050$ ^{o}C;

3) Использование карт эффективности диссипации и данных мультифрактального анализа изображений структур целесообразно, поскольку для оптимизации технологических процессов предоставляет новую и полезную информацию о структурных изменениях в деформируемых материалах.

1. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р. Применение новых подходов в оценке структурно-механического состояния низколегированной рельсовой стали при термодеформационной обработке // Материаловедение, 2014.- №12. С.8-14.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ЛИСТОВ СТАЛИ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Барахтин Б.К., Васильева Е.А., Михайлов М.С., Петров С.Н.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия
mail@crism.ru

На основании данных, полученных методами световой и электронной растровой и просвечивающей микроскопии, приводятся и обсуждаются результаты комплексного исследования зоны соединения стальных листов. Поверхности листов стали типа 09ХН2МД промышленной выплавки соединялись методом горячей пакетной прокатки. Контактное физико-химическое взаимодействие соприкасающихся поверхностей активировано пластической деформацией и температурой.

Цель исследования состояла в определении механизмов, ответственных за прочность соединения.

По направлению нормали от границы соприкосновения стальных листов механоактивированный массоперенос атомов легирования обнаружен на удалении до 65 мкм, а термоактивированный диффузионный обмен атомами в пределах 10 мкм. Полученный результат свидетельствует о стадийности процесса и ведущей роли пластической деформации в формировании соединения.

В зоне контакта обнаружены признаки расслоения в концентрациях легирующих элементов. Данный факт истолкован как результат развития противоположно направленных потоков атомов, обусловленных взаимодействием и поляризацией статистических ансамблей дефектов кристаллического строения разной пространственной метрики. И хотя акты диффузии не являются носителями коллективных мод структурообразования, в окрестностях дефектов кристаллического строения они ответственны за образование и поддержание дислокационных структур, что особенно важно в условиях теплой и горячей пластической деформации.

В пределах приконтактного деформированного объема зафиксированы признаки предельно упрочненного фрагментированного состояния в виде полосовых структур и дислокационных образований мультипольного вида. На основании полученных данных сделан вывод о том, что полосовые структуры представляют механизм структурной аккомодации. С учетом результатов мультифрактального анализа изображений структур мультипольные дислокационные образования интерпретированы как остаточные автоструктуры неравновесного диссипативного состояния, которые формировались в условиях горячей пластической деформации путем самоорганизации дислокационных ансамблей механизмом колебательного типа.

Микрообъемы непосредственного контакта поверхностей листов характеризуются значительными искажениями с полной или частичной аморфизацией кристаллической структуры и сосредоточением латентной энергии, релаксация которой происходит механизмом динамической рекристаллизации с образованием новых зерен малого (~0,7±0,3 мкм) размера.

Предложены эволюционные уравнения, характеризующие кинетику структурных изменений и массопереноса в зоне контакта соединяемых материалов.

Соединение стальных листов методом пакетной прокатки характеризуется удовлетворительной прочностью и мелкозернистой структурой релаксационного типа в форме динамически рекристаллизованных зерен и карбидов разного размера и морфологии.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТАЦИИ В ЧИСТЫХ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ

[1,2]Лычагин Д.В., [1,2]Алфёрова Е.А.

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, katerina525@mail.ru
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет Томск, Россия, dvl-tomsk@mail.ru

Процесс пластической деформации неизменно сопровождается двумя взаимодействующими между собой явлениями – трансляционной и ротационной составляющими пластической деформации.

Настоящая работа посвящена рассмотрению процессов разориентации в ГЦК-монокристаллах чистых металлов. Взаимосвязь процессов ротационной и трансляционной пластичности показаны как на одном масштабном уровне, так и на разных. Исследования проводили на монокристаллах меди и никеля. На примере $[\bar{1}11]$-монокристаллов показано, что развитие деформации сжатием способствует изменению ориентации. Это отражается на макроуровне в виде искривления формы образца, кристаллографической переориентации его частей и объем образца при этом разбивается на несколько переориентированных фрагментов. На границах доменов наблюдается накопление разориентации, о чем свидетельствуют данные, полученные с использованием EBSD-анализа. Величина разориентации увеличивается на границах переориентированных областей (см рис.). Величина разориентации, полученная EBSD-анализом согласуются с величиной разориентации накапливающейся в ячеистой дислокационной субструктуре. Накопление разориентации на уровне дислокационной подсистемы способствует накоплению разориентации на следующих мезо- и макроуровнях.

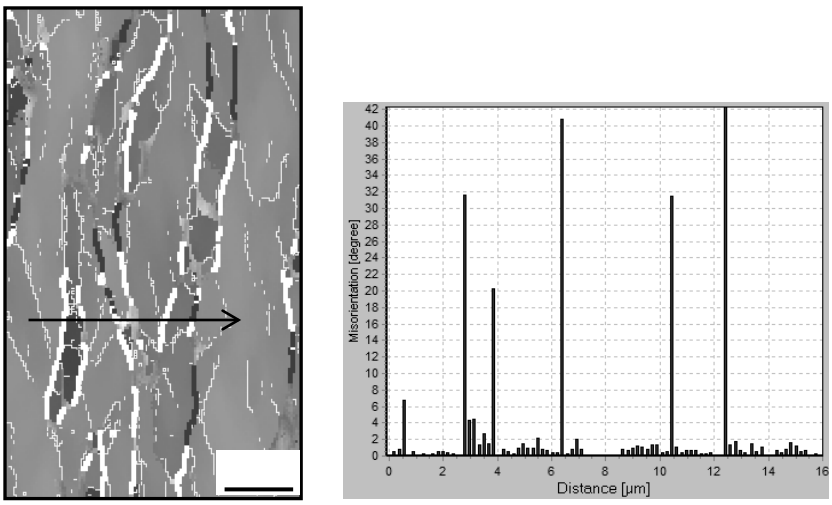


Рис.1. Границы разориентации (*а*): ——— углы свыше 2°до 15°, ——— – свыше 15° до 40°, ——— свыше 40°, распределение углов разориентации вдоль секущей (*б*) (направление секущей обозначено стрелкой)

Результаты работы позволили оценить величину накопленной разориентации количественно и показали взаимосвязь трансляционных и ротационных мод деформации как на одном, так и на разных масштабных уровнях.

ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА РАЗРЕЗА $(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ –$(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$

Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Керимов Р.И., Мамедова Ф.М., Абдуллаева А.С., Исмайлова Э.Н.

*Институт Катализа и неорганической химии им. акад. М. Нагиева НАНА, г. Баку, Азербайджан,*chem@science.az

Изучение процесса химического взаимодействия в тройной системе Nd_2S_3–Ga_2S_3–EuS представляет большой интерес с точки зрения возможности получения новых фаз с перспективными оптическими свойствами. Одним из путей выявлении новых фаз является исследование фазовых равновесий в сложных халькогенидных системах.

Ранее нами были изучены квазибинарные, неквазибинарные сечения и области стеклообразования тройной системы Nd_2S_3–Ga_2S_3–EuS [1,2] и данная работа является продолжением этих исследований. В настоящей работе изложены результаты химического взаимодействия в тройной системе Nd_2S_3–Ga_2S_3–EuS по сечению $(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ –$(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$. В качестве исходных компонентов для приготовления образцов использовали β-Ga_2S_3 синтезированный из элементов. Nd_2S_3 и EuS получены заводским методом. Образцы разреза были синтезированы из компонентов Ga_2S_3, Nd_2S_3 и EuS по общепринятой методике в эвакуированных кварцевых ампулах при температуре 1000–1400 К. Было синтезировано 18 образцов. Отжиг производился при температуре 900К в течение 250 ч. При выполнение экспериментальной части были использованы следующие методы физико-химического анализа: дифференциально-термический анализ (ДТА), микроструктурный анализ (МСА), рентгенофазовый анализ (РФА), метод измерения микротвердости и плотности. По результатам полученных данных построили фазовую диаграмму системы $(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ –$(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$.

Было установлено, что разрез является неквазибинарным сечением тройной системы Nd_2S_3–Ga_2S_3–EuS. Проходит разрез через поля трех подчиненных треугольника Ga_2S_3 – $EuNdGa_3S_7$ – $EuGa_4S_7$; $EuGa_4S_7$ – $EuNdGa_3S_7$ – $EuGa_2S_4$; $EuNdGa_3S_7$–$EuGa_2S_4$–$EuNd_2S_4$ и поэтому фазовая диаграмма состоит из трех частей. И рез две области первичной кристаллизации фаз β′ ($EuGa_4S_7$) и γ′($EuGa_2S_4$). В части разреза проходящей через вторичную тройную систему Ga_2S_3 – $EuNdGa_3S_7$ – $EuGa_4S_7$ в интервале концентрации 0÷37 мол% $(EuGa_2S_4)_{0,86}$ $(EuNd_2S_4)_{0,14}$ кристаллизация заканчивается при температуре тройной эвтектики E_2, которая имеет координаты 28 мол% $(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$ и 1050 К. Вторая часть разреза пересекает вторичную тройную систему $EuGa_4S_7$–$EuNdGa_3S_7$–$EuGa_2S_4$. Ликвидус этой части фазового диаграммы состоит из двух ветвей первичном кристаллизации $(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ и $(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$. Кристаллизация этой части разреза заканчивается затвердением тройной эвтектики при горизонтали 1100 К (E_3).В третьей части разреза кристаллизация сплавов заканчивается затвердением тройной эвтектики при 1170 К (E_4). Солидус системы представляет собой механическую смесь твердых фаз β′ ($EuGa_2S_7$), γ′ ($EuGa_2S_4$), α($EuNdGa_3S_7$), β(Ga_2S_3), EuS.

1. Керимов Р.И., Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Мамедова Ф.М. Исследование системы $3Ga_2S_3$–$EuNdGa_3S_7$. //Азерб. хим. журнал. 2009. №3. С. 135
2. Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Мамедова Ф.М., Керимов Р.И. Изучение тройной системы Nd_2S_3–Ga_2S_3–EuS по разрезу $(Ga_2S_3)_{0,73}(Nd_2S_3)_{0,27}$–$(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ //Химическая промышленность. 2014. Т.91. №3. С. 123–125

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН В НАНОСТРУКТУРНОМ МАТЕРИАЛЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Батомункуев А.Ю. [1], Ушаков И.В. [1,2],

[1]НИТУ МИСиС, Москва, Россия, amgalan-ngu-621@yandex.ru,
[2]Тамбовский государственный технический университет,
Тамбов, Россия,ushakoviv@mail.ru

Трещины в материале всегда связаны с его прочностными характеристиками, так как они являются концентраторами механических напряжений. В последующем, эти трещины могут инициировать процесс макроразрушения. Один из способов увеличения прочности материала связан с уменьшением механических напряжений в окрестности трещин, и частичным залечиванием в вершине трещин. При этом возникает возможность повышения прочностных характеристик сплава. Залечивание поверхности трещин может происходить за счет воздействия на поверхность сплава коротких лазерных импульсов, вызывающих шоковое давление ~ 10^9-10^{10} Па, и одновременный кратковременный прогрев. Обрабатывая поверхность сплава лазерным импульсом, можно увеличить микротвердость и пластические характеристики материала.

В данной работе рассматриваются исключительно аморфно-нанокристаллические материалы, обладающие специфичным комплексом свойств, во многом отличным от свойств кристаллических материалов [1].

Рассматривая непосредственно сами трещины, можно выделить некоторые параметры, связанные с трещинами и окружающим их материалом. Кроме размеров и плотности трещин на единицу объема, важным параметром будет являться угол раскрытия трещин. Применим данный параметр для моделирования процесса залечивания. При моделировании будем учитывать основные процессы, которые происходят с материалом. Под действием высокого давления в поверхностных трещинах начинают протекать процессы частичного залечивания. При этом совершается механическая работа, величину которой можно оценить. Существует зависимость между количеством энергии, поглощенной в окрестности трещины, и изменением объема трещины. Так как поверхность трещины может иметь различные формы, углы раскрытия при вершине и пр., то залечивание трещин имеет вероятностный характер.

В результате проведения компьютерного моделирования получаем вероятностную зависимость частичного залечивания трещин от угла их раскрытия. Программа позволяет обработать произвольный набор характеристик трещин. Результаты, полученные при помощи данной программы [2], показали, что трещины с малыми углами раскрытия залечиваются полностью, а с большими углами раскрытия – частично или не залечиваются. Также программа показала, что при увеличении количества импульсов лазерной обработки, вероятность залечивания возрастает.

Данные моделирования подтверждаются экспериментом. При воздействии на поверхность сплава серией лазерных импульсов возрастает микротвердость материала. Возможно одновременное увеличение коэффициента пластичности. Увеличение количества импульсов приводит к лучшему прогреванию материала, вызывая тем самым увеличение эффективности залечивания. При воздействии лазерного облучения будут залечиваться трещины с малым углом раскрытия, но этого будет достаточно для существенного изменения прочностных свойств материала.

1. Огородников В.В. Деформация и разрушение сферических нанокристаллов ОЦК металлов при всестороннем растяжении // Материалы XX Всероссийской конф. по численным методам решения задач теории упругости и пластичности. Кемерово, 2007. С. 7-22

2. Ушаков И.В., Сафронов И.С. Автоматизированная система обработки экспериментальных данных и определения статистических характеристик разрушения, формирующегося в условиях локального нагружения тонких плёнок аморфно-нанокристаллических металлических сплавов «STATISTIK_CR». Свидет. о гос. регистрации № 2012615576 РФ; опубл. 20.06.2012.

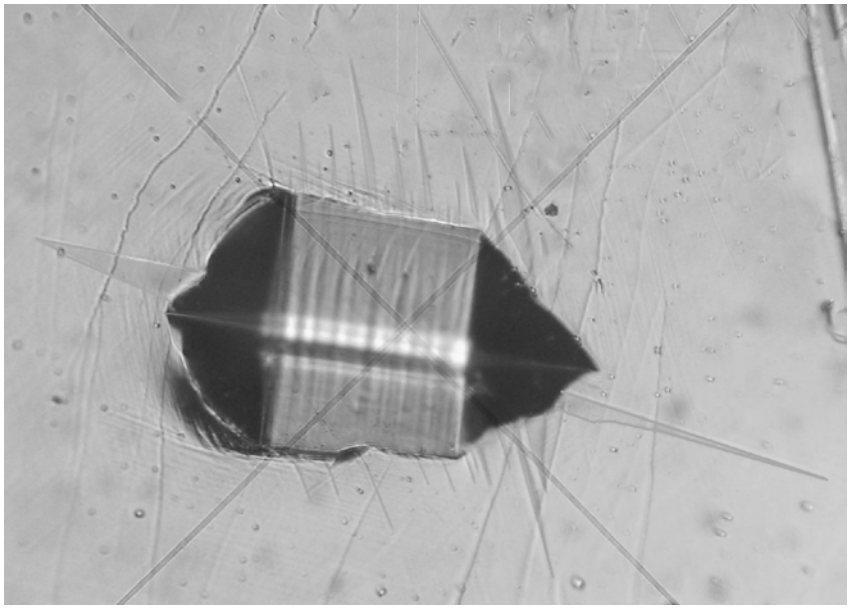
ОСОБЕННОСТИ ФОРМЫ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ СКРАЙБИРОВАНИИ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ (111) АЛМАЗНЫМ ИНДЕНТОРОМ ВИККЕРСА

Кульгейко Н.М., Остриков О.М.

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

Экспериментальные исследования процесса зарождения и развития механических двойников авторами многих работ выполнялись при различных способах нагружения и режимах деформации: при действии нагрузки на инденторы различной формы, при вдавливании лезвия, одноосным сжатием или растяжением и т.д. Однако детальное систематическое исследование механического двойникования при динамическом деформировании поверхности двойникующегося материала методом скрайбирования не проводилось.

Целью данной работы стало изучение особенностей формы механических двойников, возникающих в монокристалле висмута при скрайбировании его поверхности (111) алмазной пирамидой Виккерса.



Геометрия и форма двойников изучалась методом оптической микроскопии при различных режимах скрайбирования. На рисунке представлена типиичная остаточная деформационная картина, возникающая на поверхности (111) монокристалла висмута при рассматриваемом способе ее деформирования. У царапины рассматривались три области зарождения и развития двойников: I – область опускания индентора; II – параллельные границы царапины и III – область остановки индентора при завершении процесса скрайбирования.

Установлено, что в рассматриваемых областях механические остаточные некогерентные клиновидные двойники имеют различную форму. В области III обнаружены следы скольжения, оказавшие существенное влияние на форму царапины в этой области.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЯ В95 И Д16Т ПОСЛЕ ПНЕВМОДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ И ТЕРМОЭКСПОЗИЦИИ

Морозов А. П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
andre15@inbox.ru

Основными задачами современного автомобилестроения и авиадвигателестроения является увеличение срока службы и надежности изделий с одновременным снижением или не увеличением их массы. Одним из главных способов повышения сопротивления усталости деталей с концентраторами напряжений является применение современных поверхностно упрочняющих технологий. Рост предела сопротивления усталости после поверхностного пластического деформирования детали связан с изменением физико-механического состояния поверхностного слоя и наличием в нем сжимающих остаточных напряжений. Поэтому исследование шероховатости поверхности, ее микротвердости, глубины деформационного упрочнения и многих физических параметров, связанных с искажением кристаллической решетки, является актуальной задачей.

В работе рассмотрено влияние режимов пневмодробеструйной обработки (ПДО) и пневмодробеструйной обработки + термоэкспозиции (ТЭ) на изменение физико-механического состояния поверхностного слоя, а также на структуру и свойства по глубине исследуемых цилиндрических образцов из алюминиевых сплавов В95, Д16Т. ПДО осуществлялась на пневмодробеструйной установке при давлении воздуха 0,25 МПа стальными шариками радиусом 2 мм. ТЭ проводилась в течение 100 ч при температуре 125°С.

Установлено, что ПДО сильно влияет на рост микротвердости, где значения микротвердости по Кнуппу возрастают на 1000-3000 единиц по сравнению с исходной структурой. ТЭ, проведенная на образцах после ПДО, заметно снижает значения микротвердости в обоих рассмотренных сплавах. Во всех исследованных образцах наблюдалось падение микротвердости до исходного состояния.

Выявлено, что ПДО значительно искажает рельеф образцов и способствует сильному росту шероховатости. ТЭ не влияет на изменение шероховатости поверхности.

Микроструктурный анализ поперечного сечения образцов показывает наличие трех ярко выраженных зон:

- сильно наклепанный темно-травящийся поверхностный слой;
- основная, протяженность которой составляет порядка 40 мм. Это зона, в которой имеется также большое количество дефектов, которые в основном сконцентрированы по границам зерен;
- глубинная, в которую плавно переходит основная зона. Это область характеризуется сравнительно небольшим количеством дефектов.

ТЭ приводит к частичному уменьшению признаков наклепанной структуры. Установлено, что при травлении поверхностная зона становится более светлой, так как нагрев до 125°С в течение 100 ч приводит к уменьшению числа дефектов в структуре: устраняются точечные и линейные несовершенства. В основной зоне уменьшается травимость границ зерен, что объясняется уменьшением их дефектности.

Таким образом, в данной работе было выявлено заметное влияние пневмодробеструйной обработки и термической экспозиции на изменение физико-механических показателей поверхностного слоя алюминиевых образцов.

ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25Х15КТ СО СТАЛЬЮ 3 ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОКЛАДКУ

Корзникова Г.Ф. [1], Алетдинов А.Ф. [1], Галеев. Р.М., [1], Корзников А.В. [1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
korznikov@imsp.ru, a.aletdinov@mail.ru
galeyev@imsp.ru, korznikova@anrb.ru

Существует круг задач, в которых наряду с магнитными свойствами к магнитам предъявляются высокие требования по прочностным характеристикам. Создание новых и совершенствование используемых узлов и конструкций машин в различных отраслях машиностроения, использующих постоянные магниты, связано с повышением требований к их эксплуатационным характеристикам, таких как надежность и долговечность. Для ряда ответственных деталей, типа роторов электродвигателей, в частности, предел прочности должен быть не менее 800 МПа. Среди материалов для постоянных магнитов выделяются сплавы на основе Fe–Cr–Co, которые считаются наиболее прочными и технологичными, обладают высокой коррозионной стойкостью, что открывает широкие возможности для использования их в качестве роторов электрических машин. Высококоэрцитивное состояние в этих сплавах достигается за счет спинодального распада α-твердого раствора на изоморфные α_1 и α_2 фазы размером около 30 нм, который ведет к охрупчиванию магнитов.

Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, основным подходом которых является уменьшение размера зерен при обработке с использованием интенсивной пластической деформации. Однако повышение механических свойств в сплавах системы Fe–Cr–Co неизбежно приводит к некоторому падению магнитных характеристик.

Ранее была показана возможность повышения служебных свойств магнитов за счет формирования ультрамелкозернистой структуры только в поверхностном слое, что позволяет избежать заметного снижения магнитных свойств изделия при повышении прочностных характеристик в поверхностных слоях магнитов, работающих в условиях высоких динамических нагрузок [1]. Альтернативным подходом является получение композитных магнитов методом сварки давлением в условиях сверхпластичности, когда малоуглеродистая сталь может использоваться как магнитопровод, который соединяется с магнитотвердым сплавом 25Х15КТ в конструкции ротора.

В настоящей работе исследована структура и механические свойства на растяжение диффузионного соединения магнитотвердого сплава 25Х15КТ со сталью 3 полученного сваркой давлением (диффузионной сваркой) в вакууме с использованием прослойки из никеля. Микроструктура соединения исследована методами сканирующей электронной микроскопии. Проведены измерения микротвердости, а также микрорентгеноспектрального анализа.

Показано, что предел текучести сварного соединения составляет около 600 МПа.

Список литературы

1. G.Korznikova A.Korznikov «Gradient submicrocrystalline structure in Fe-Cr-Co system hard magnetic alloys» Materials Science & Engineering A 503 (2009) 99.

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ Л70

Корзников А.В. [1,2], Конькова Т.Н. [1], Миронов С.Ю.[3], Корзникова Г.Ф.[1], Мышляев М.М.[4,5]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов Уфа, Россия
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
[3]Университет Тохоку, Сендай, Япония
[4]Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия
[5]Институт Физики Твердого Тела, Москва, Россия
konkova_05@mail.ru, S-72@mail.ru,
korznikov@imsp.ru, korznikova@anrb.ru,
mr-mmm@yandex.ru

Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки латуни Л70 исследовани посредством ориентационной микроскопии с использованием дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Установлено, что эволюция зеренной структуры и формирование кристаллографической текстуры в значительной мере подобны процессам, протекающим при обычной холодной прокатке материалов с низкой энергией дефекта упаковки. В частности, зерна с кристаллографическими ориентировками близкими к {112}<111> (так называемая «текстура меди») и {123}<634> (так называемая «текстура S») подвергаются интенсивному механическому двойникованию и последующему образованию полос сдвига. В результате, формируется ультрамелкозернистая микроструктура со вредним размером зерен ~0,2 мкм. С другой стороны, вследствие относительно низкого фактора Шмида, в зернах с кристаллографическими ориентировками близкими к {110}<112> (так называемая «текстура латуни») и {110}<100> (так называемая «текстура Госса») двойникование является подавленным. Как следствие, измельчение этих зерен затруднено, и, таким образом, формирующаяся микроструктура является очень неоднородной.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И.

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

В качестве основной характеристики трещиностойкости материала использовали удельную энергию разрушения *G*, которую рассчитывали согласно новой методике, разработанной в лаборатории физической мезомеханики ИФПМ СО РАН для малоразмерных образцов с шевронным надрезом. В отличие от подходов линейной механики разрушения (ЛМР), данная методика не накладывает жёстких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины. На примере титанового сплава ВТ6 приведены результаты оценки трещиностойкости (вязкости разрушения) материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной с использованием режима всесторонней ковки (деформация 50% при 400ºС), отпуск при 300ºС, 1 ч. Симметричные двухконсольные бразцы длиной 18 мм и сечением консолей 4×4 мм^2 нагружали методом расклинивания. С помощью

зеркальной фотокамеры PENTAX K-5 через каждые 2с фиксировали изображения боковой поверхности нагружаемого образца, по которым измеряли длину и раскрытие трещины в зоне шевронного надреза и смещение концов консолей в результате расклинивания. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследовали фрактографию поверхности разрушения. Образец рассматривали как миниатюрную конструкцию двухконсольного типа. Методами механики деформированного твердого тела получено выражение для удельной энергии разрушения, в основе которого лежит изменение податливости образца в процессе увеличения длины трещины. В результате для удельной энергии разрушения и получили следующее уравнение: $G = 3E\lambda_e^2 b^3 / (4l^4)$, где E – модуль Юнга, b – толщина консоли, λ_e – вклад, обусловленный увеличением длины трещины l. Достоинством полученного уравнения является то, что в нем нет эмпирических констант. Все необходимые параметры для расчета можно определить из эксперимента. Показано, что измеряемое смещение λ концов консолей содержит вклад λ_p, который не связан с увеличения длины трещины, а обусловлен пластической деформацией образца в зоне шевронного надреза. В целом $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$. Предложено в качестве дополнительной характеристики трещиностойкости материала использовать отношение λ_p/λ_p.

В крупнокристаллическом состоянии ВТ6 обладает хорошими показателями трещиностойкости. На стадии стабильного распространения трещины G = 43 kJ/m^2 и вклад пластической деформации в смещение берегов надреза λ^p увеличивается, достигая значения, сравнимого с вкладом упругой деформации λ^e. Трещиностойкость СМК сплава ВТ6 существенно ниже. Максимальное значение удельной энергии разрушения (УЭР) G^{max}= 11.5kJ/m^2 наблюдается в момент зарождения трещины на пике нагрузки.

Наблюдения показали, что структура поверхностей разрушения сплава ВТ6 с УМЗ структурой представляет собой локальные зоны сильно деформированного материала с высокой концентрацией пор. Подобная структура не может быть организована с помощью лишь кристаллографических сдвигов по плоскостям плотной упаковки решётки. Это свидетельствует о существенной роли поворотных мод деформации в иерархии различных масштабных уровней при зарождении и формировании трещины.

Работа поддержана РФФИ, проект № 13-08-01404.

ЭВОЛЮЦИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДЕФЕКТОВ В УСЛОВИЯХ ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Гирсова С.Л.

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

В работе проведен анализ эволюции количественных характеристик микроструктуры при деформации ГПУ - сплавов циркония на основе представлений о геометрически необходимых дислокациях (ГНД) и геометрически необходимых границах (ГНГ). Величина $\rho_{гнд}$ измерялась непосредственно по величине кривизны-кручения решетки χ, а плотность статистически запасенных дислокаций $\rho_{сзд}$, создающих равномерную деформацию, определялась как $\rho_{сзд} = \rho - \rho_{гнд}$. Оказалось, что ГНД принадлежит решающая роль в эволюции дефектной структуры в сплавах Zr- Nb, для которых выполняется $\rho_{гнд} >> \rho_{сзд}$ с самого начала пластической деформации, что дает возможность достаточно надежного экспериментального анализа величины $\rho_{гнд}$.

Выделены вклады в напряжение течения, обусловленные средней скалярной плотностью дислокаций $\rho_{ср}$ и ее компонентами $\rho_{сзд}$ и $\rho_{гнд}$. Показана определяющая роль границ различного типа в формирование плотности ГНД при деформации сплавов циркония. Установлены закономерности деформационного субструктурного упрочнения сплавов Zr-Nb, возникающие по достижении критической фрагментированной структуры со средним размером фрагментов 0.3÷0.4 мкм (при $\rho_{гнд}/\rho_{сзд} = 1$) и заключающиеся в инверсии вкладов компонент дислокационной плотности ($\rho_{гнд} < \rho_{сзд}$) в напряжение течения, а также инверсии зависимости Холла-Петча для субзерен. При этом происходит изменение роли границ от барьерного упрочнения к разупрочнению при разрушении фрагментированной структуры и коалесценции фрагментов [1].

Показано, что коллективный уход ГНД в большеугловые границы (ГНГ) при динамическом возврате обеспечивает релаксацию высоких полей напряжений и переход деформации с микро- на мезоуровень. В противном случае возможно накопление ГНД, что обусловливает дополнительное локальное упрочнение и разрушение материала. Локальное разрушение фрагментированной структуры сопровождается формированием протяженных ламельных структур, вытянутых вдоль оси растяжения, т.е. началом образования текстуры [2]. Таким образом, механизм коалесценции фрагментов является необходимым аккомодационным механизмом мезоуровня, при котором активная ротационная деформация анизотропного материала осуществляется дискретным приращением разориентировок в результате стока дислокации в формирующиеся ГНГ, что неизбежно сопровождается формированием текстуры материала.

Список литературы

1. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. Цикличность дислокационных превращений в ГПУ- сплаве циркония // Письма в ЖТФ. -2010. -Т. 36, вып. 7. – С. 31-37.
2. Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л. Структурно-ориентационная неустойчивость пластического течения в сплаве Zr-1% Nb // Письма в ЖТФ. -2011. -Т. 37, вып. 7. – С. 16-22.

АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД ПО КЕРНУ МЕСТОРОЖДЕНИЙ САМАРСКОЙ И ОРЕНБУРГСКОЙ ОБЛАСТЕЙ

Катошин Д.Ю., Штеренберг А.М., Величко К.Т., Чванов В.О., Катошин Т.Ю.

ОАО "Гипровостокнефть", г. Самара, Россия
Dmitriy.Katoshin@giprovostokneft.ru
katoshin@yandex.ru

До настоящего времени геомеханические и акустические свойства нефтеносных пород месторождений Самарской и Оренбургской областей по керну были изучены слабо. Авторами настоящей работы выполнен большой объём лабораторных исследований скоростей распространения продольных (V_p) и поперечных (V_s) упругих (ультразвуковых) волн на образцах пород цилиндрической и кубической формы. Причём на последних такие исследования проводились в трёх направлениях, и указанные акустические свойства пород изучались как вдоль, так и поперёк напластованию. На цилиндрах величины V_p, V_s определялись только вдоль напластования (в горизонтальном направлении).
Проведённые авторами обобщение и анализ полученных результатов позволили получить следующие важные данные и ответить на следующие вопросы:

1) для основных нефтеносных отложений месторождений Самарской и Оренбургской областей авторами установлены обобщённые корреляционные зависимости интервального времени пробега продольной упругой волны от пористости ($\tau_p = f(K_n)$), необходимые для достоверной и обоснованной интерпретации материалов акустического каротажа (АК) скважин. При этом указанные зависимости устанавливались как в поверхностных (атмосферных), так и в пластовых условиях;

2) проведено сопоставление уравнений $\tau_p = f(K_n)$, полученных по данным лабораторных исследований керна в поверхностных (атмосферных) и пластовых условиях, а также их сопоставление с, так называемыми, справочными зависимостями, обобщёнными по литотипам пород, и потому не отражающими особенности строения конкретного изучаемого пласта и применяемыми при отсутствии данных акустических исследований керна;

3) на примере некоторых продуктивных пластов выполнено и представлено сопоставление средних пористостей, получаемых по справочным зависимостям $\tau_p = f(K_n)$, и соответствующим уравнениям, установленным по результатам исследований керна;

4) изучена анизотропия акустических свойств горных пород и получен ответ на вопрос о правомерности интерпретации материалов АК скважин, проводимого в вертикальном направлении, с помощью зависимостей $\tau_p = f(K_n)$, установленных по данным акустических исследований, выполненных в горизонтальном направлении;

5) по результатам выполненных исследований керна рассчитаны основные упругие механические параметры соответствующих отложений (модуль Юнга, коэффициент Пуассона и пр.);

6) показано, что скорость распространения поперечной акустической волны практически не зависит от ориентации плоскости генерации сдвиговых колебаний среды (горной породы).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОЙ КЕРАМИКИ Al_2O_3–20vol% YSZ

Комоликов Ю.И., Пудов В.И.

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

Композиты, состоящие из оксида алюминия и стабилизированного диоксида циркония (PSZ), показывают высокие механические свойства, расширяющие области применения конструкционной керамики [1]. При синтезе керамических композитов применяются одностадийная или многостадийная термообработка [2].

В работе рассматривается возможность двухсадийного метода термообработки с целью повышения механических свойств материалов. В качестве исходных материалов были взяты порошки композита Al_2O_3–20vol% YSZ. Диоксид циркония (YSZ), был стабилизирован 3 и 3,5 мол.% Y_2O_3 (порошки синтезировали методом совместного осаждения, промывкой осадка, сушкой и прокалкой при t°t 1100 °C в течение 3 ч.). Оксид алюминия получали прокалкой гидроокиси алюминия. РФА исходных порошков показывал, что оксид алюминия это α-Al_2O_3, а YSZ с 3 мол.% состоял на 70% из моноклинной фазы и на 30% из тетрагональной и YSZ с 3,5 мол% состоял на 65% из моноклинной фазы и на 35% из тетрагональной. На первой стадии, чтобы получить начальную высокую плотность, де-

лали высокотемпературный обжиг образцов при температуре 1550° С с последующим охлаждением до комнатной t° по достижению максимальной температуры. После обжига компактированные образцы Al_2O_3–20vol% YSZ содержали в качестве главной фазы α-Al_2O_3 и наряду с тетрагональной и моноклинной была отмечена кубическая фаза YSZ. На втором этапе, проводился изотермический отжиг при более низких температурах 1200-1300° С, в области существования тетрагональной фазы YSZ, с различной по продолжительности изотермической выдержкой. На рис.1 приведены результаты испытаний, которые показывают, что на этом этапе изотермического отжига рекомендуется делать выдержку до 24 ч.

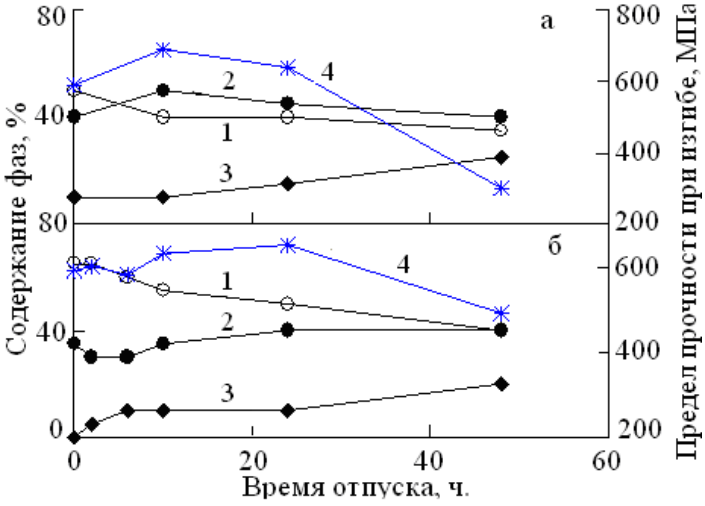


Рис.1. Влияние времени отпуска при 1300 °С на фазовый состав ZrO_2 и прочность образцов Al_2O_3–20vol% YSZ, полученных двухстадийным методом спекания при содержании стабилизатора Y_2O_3, мол. %: а – 3; б – 3,5. Фазы 1–кубическая, 2–тетрагональная, 3–моноклинная. 4–предел прочности при изгибе.

Работа выполнена по бюджетной теме «Диагностика», №01201463329

Список литературы

1. Стрелов К.К., Плинер С.Ю., Комоликов Ю.И. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Трансформационное упрочнение материалов. – Свердловск: УПИ, 1989. 72с.
2. Комоликов Ю.И., Кащеев И.Д. Высокопрочная керамика на основе порошка диоксида циркония. – Стекло и керамика. 2002. №6, с.11-15.

ТЕРМОМАГНИТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТОРОИДАЛЬНЫХ МАГНИТОПРОВОДОВ ИЗ ПЕРМАЛЛОЕВЫХ СПЛАВОВ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С.

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

В работе рассмотрены возможности улучшения электромагнитных свойств ленточных магнитопроводов, предназначенных для трансформаторов тока, путем их термомагнитного модифицирования (ТММ) для формирования структуры доменов с поперечной ориентацией намагниченности.

ТММ в поперечном магнитном поле подвергались изделия диаметрами 32, 40 мм, изготовляемые из пермаллоев марки 79НМ (T_c = 430 °С, δ = 0,02мм) и 50НП (T_c = 500 °С, δ = 0,05мм) с прямоугольной петлёй гистерезиса. Изделия обрабатывались на термомагнит-

ной установке при напряженности магнитного поля H = 30–100 кА/м, время выдержки при ТМО 5–30 мин и температуры от 100 до 200°С.

Снятие петель гистерезиса и обработку опытных данных производили на установке УВТ-82-А-93 занесенной в Госреестр РФ, при частоте f=50 кГц и амплитудах магнитной индукции B_m=0,2; 0,1; 0,05; 0,02; 0,01 Тл. Погрешность определения магнитных характеристик не превышала 5 %.

Установлено, что в зависимости от различных режимов ТМО при B_m от 0,2 Тл до 0,01 Тл, можно снизить $P_{уд.}$ в 1,3–1,9 раза, уменьшить H_c в 1,4–1,8 раза и увеличить μ в 1,5–1,8 раза.

Изменение магнитных свойств пермаллоя 79 НМ после ТМО

B_m, Тл	μ_m, ед. СИ		H_c, А/м		$P_{уд}$, мВт/кг	
	ТО	ТМО	ТО	ТМО	ТО	ТМО
0,01	3700	6000	1,0	0,6	0,4	0,3
0,02	6800	10000	2,0	1,5	2,0	1,4
0,05	8000	13000	9,0	7,0	8,0	3,0
0,1	12000	19000	18,0	13,0	30	15
0,2	14000	23000	36,0	19,0	100	55

Изменение магнитных свойств пермаллоя 50 НП после ТМО

B_m, Тл	μ_m, ед. СИ		H_c, А/м		$P_{уд}$, мВт/кг	
	ТО	ТМО	ТО	ТМО	ТО	ТМО
0,01	2000	2800	1,3	0,7	0,2	0,15
0,02	2300	3500	1,8	1,2	0,6	0,4
0,05	3000	4000	3,0	2,3	3,0	2,3
0,1	4500	5600	6,0	5,0	7,0	4,0
0,2	7000	8500	11,0	9,0	40,0	30,0

Физическая основа ТММ связана с формированием магнитной структуры из 180° доменов с направлением намагниченности вдоль оси тора из плотно свитой ленты. 90° домены на боковых краях ленты замыкают магнитный поток, снижают магнитостатическую энергию ленты и обеспечивают её перемагничивание по низко энергетическому механизму смещения доменных границ [1], а не по более затратному процессу вращения намагниченности.

Работа частично поддержана проектом УрО РАН № 15-17-2-53.

Список литературы

1. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Термомагнитная обработка изделий из аморфного сплава. Вестник ТГУ, серия Естественные и технические науки. Т.18, вып. 4,ч.2, 2013, с. 2055–2056.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абабков Н.В. 87
Аббасова С.И. 205
Абдугаффарова К.К. 119
Абдуллаева А.С. 224
Автократова Е.В. 110, 111, 154,155
Аждарова Д.С. 219
Аккузин С.А. 108
Алексеева Л.Е. 42
Алексенцева С.Е. 70
Алетдинов А.Ф. 228
Алиев О.М. 219
Алсараева К.В. 163
Алфёрова Е.А. 223
Ананьин А.Н. 94
Андреев В.Н. 157
Андрийчук А.П. 212
Андронов И.Н. 153, 204
Антонова О.В. 11, 174
Астафурова Е.Г. 47, 76, 82
Афоникова Н.С. 54, 79
Афонин Г.В. 208
Ахмедьянов А.М. 166, 168

Бадиян Е.Е. 136
Бадртдинов Г.С. 35
Баимова Ю.А. 71
Балохонов Р.Р. 141, 215
Баранникова С.А. 96, 113
Барахтин Б.К. 196, 221, 222
Барахтин Б.К. 49
Баскин Б.Л. 201
Батаронов И.Л. 181, 182
Батомункуев А.Ю. 225
Батурин А.А. 102, 164, 165
Бахриева Л.Р. 61
Бахтиярлы И.Б. 224
Бащенко Л.П.59
Белослудцева Е.С. 86, 127
Белоусов А.В. 46
Белоусов Г.С. 46
Белых Н.В. 128
Бердник О.Б. 107
Березнер А.Д. 133–135
Березовская В.В. 68, 94, 156, 185
Бертяев Б.И. 120, 121
Бизяева Д.О. 156
Бледнова Ж.М. 178
Богданов Н.П. 153
Богдашова Н.С. 153
Бойцова М.В. 104, 105
Бондаренко К.Ю. 57
Босин М.Е. 137
Ботвина Л.Р. 14
Бочкарёва А.В. 96
Брагов А.М. 122
Будовских Е.А. 61, 210
Буржанов А.А. 42

Ваганова И.К. 123,124
Валиев Р.З. 14, 15
Варгасов Н.Р. 221
Варнак О.В. 173, 186
Варюхин В.Н. 10
Васильева Е.А. 222
Велигжанин А.А. 20
Великанова Ю.В. 35
Величко К.Т. 231
Вершинина Т.Н. 19
Викарчук А.А. 38, 39, 119, 120
Виноградов А. Ю. 16, 17, 118
Виноградова М.Р. 35
Виноградова Н.И. 149
Власов И.В. 97
Власов Н.М. 200
Власова А.М. 11
Власова Д.В. 99
Влашевич В.В. 144, 145
Внуков В.И. 24
Волков А.Е. 67
Волков А.Ю. 174
Волков В.В. 21
Волков М.Е. 207
Волоконский М.В. 169

Галактионова А.В. 211
Галеев Р.М. 170–172, 228
Гервасьева И.В. 203
Гетманова М.Е. 45
Гирсова С.Л. 230
Гладковский С.В. 170–172
Глезер А.М. 3, 13, 20, 25
Голосов Е.В. 18, 19
Голубовский Е.Р. 207
Горбатенко В.В. 96
Горнакова А.С. 78–80
Грачева Я.И. 142, 143
Григорьев А.Ю. 196
Гринберг Б.А. 11, 40
Гриняев К.В. 73–75
Гришков В.Н. 102, 164, 165
Громов В.Е. 57, 59–62, 65, 163, 210
Грызунов А.М. 114, 120
Грызунова Н.Н. 39, 114, 116
Губанова В.О. 132
Гувалов А.А. 205
Гувалов М.А. 205
Гундеров Д.В. 146
Гуткин М.Ю. 38, 90, 131

Давыдов Д.И. 148, 149
Данилович Д.П. 158

Дежин В.В. 84, 85, 181, 182
Дельгадо Рейна С.Ю. 98
Демина М.Ю. 204
Денисенко К.С. 197
Денисова А.Г. 114, 116
Дерюгин Е.Е. 229
Дитенберг И.А. 73–75, 177
Дмитриев С.В. 71
Добаткин С.В. 82, 167
Довженко О.А. 39
Дорогин Л.М. 38
Дорогов М.В. 39, 119, 120
Драгошанский Ю.Н. 233
Дробышевская Т.В. 187–189
Дудаков Д.С. 81
Дудова Н.Р. 69, 213, 220
Думан Д.А. 132

Егорова Л.Ю. 77, 203
Емалетдинов А.К. 211

Жапова Д.Ю. 102, 164
Желтякова И.С. 41
Жидков М.В. 19
Жуков В.А. 179
Жукова А.А. 173
Журерова Л.Г. 218

Загуляев Д.В. 57
Зайцев Д.В. 103, 175
Захарова В.А. 158
Звягинцева А.В. 36, 37
Зголич М.В. 130
Зельдович В.И. 176
Землякова Н.В. 48
Зетова Т.Р. 136
Зиновьев А.В. 141, 215
Зиновьева О.С. 140, 141
Зубавичус Я.В. 20
Зуев Л.Б. 96
Зуев С.М. 138

Иванов Е.А. 51
Иванов М.А. 40
Иванов Ю.Ф. 57, 59, 163, 210
Ивченко М.В. 106
Игумнов Л.А. 122
Изотов В.И. 45
Ильин А.В. 139
Ильичёв М.В. 43
Ильясов Р.Р. 154
Илюхин Д.С. 45
Иноземцев А.В. 40
Ионин А.А. 19
Ионова Н.А. 113
Исмайлова Э.Н. 224

Казанцева Н.В. 148, 149
Казачкова Е.С. 136
Кайбышев Р.О. 167, 213, 220
Кайгородова Л.И. 125
Каменецкий Б.И. 174
Каныгина О.Н. 72
Капралов Е.В. 60
Карпов А.А. 72
Карпов М.И. 5, 8, 24, 41
Касимцев А.В. 162
Катошин Д.Ю. 231
Катошин Т.Ю. 231
Кашин О.А. 102
Керимов Р.И. 224
Кибиткин В.В. 100, 101
Кириков С.В. 107
Киселева С.Ф. 29
Клевцов Г.В. 14, 15
Клевцова Н.А. 14, 15
Клопотов А.А. 53
Кобзарева Т.Ю. 210
Когтенкова О.А. 54, 217
Козлов А.Ю. 119
Козлов Э.В. 27–31
Козлова Т.А. 76, 82
Колесникова А.Л. 38, 90
Колесникова К.И. 54
Колобов Ю.Р. 18, 19
Колосов А.Ю. 124
Комаров П.В. 124
Комбаров М.В. 134, 135
Комиссарова И.А. 57
Комкова Д.А. 174
Комоликов Ю.И. 232
Конева Н.А. 27–31
Коновалов С.В. 57, 65, 163
Конопкина Н.А. 133
Кончаков Р.А. 91
Конькова Т.Н. 229
Копаница Д.Г. 53
Коржов В.П. 7, 8, 41
Корзников А.В. 170–172, 229
Корзникова Г.Ф. 228, 229
Корзникова Е.А. 71
Коршак В.Ф. 112, 129
Косарева Л.А. 104
Кошовкина В.С. 76, 82
Красильников В.В. 147
Красников А.С. 216
Красницкий С.А. 38, 90
Крестелев А.И. 109
Кругляков А.А. 194
Крымский С.В. 110, 111
Кудияров В.Н. 165
Кудря А.В. 118
Кудрявцев А.С. 180
Кудряшов С.И. 19
Кузнецов А.В. 49, 202
Кузнецов Д.Д. 199

Кузнецов П.М. 134
Кузьмин С.В. 40
Кули-заде Э.С. 219
Кулик В.П. 180
Кульгейко Н.М. 226
Кульков В.Г. 81
Куницына Т.С. 88
Кунцевич Т.Э. 83
Куранова Н.Н. 83, 86, 127
Курбанова Р.Д. 224
Куринная Р.И. 130
Кустов А.И. 159, 160

Лаврентьев А. 139
Лавриков Л.Д. 185
Лавро В.Н. 26
Лаев К.А. 168
Лебедева Н.В. 110
Лексовский А.М. 201
Леонов В.П. 183
Леонтьев И.М. 152
Леонтьева-Смирнова М.В.47
Лепендин А.А. 143
Лепендин А.А. 142
Ливанова Н.О. 44
Ливанова О.В. 44
Лигачев А.Е. 19
Лидер А.М. 165
Линдеров М. 17
Литвинов В.Л. 206
Литовченко И.Ю. 47, 108, 172
Ломунов А.К. 122
Лотков А.И. 102, 164, 165
Лукьянов А.А. 221
Лукьянова О.А. 147
Лунев А.Г. 96, 113
Лысак В.И. 40
Лычагин Д.В. 223

Мазилкин А.А. 54, 217
Майер Г.Г. 76, 82
Макаров А.С. 208
Макаров В.В. 72, 106
Макаров С.В. 19
Максудова Т.Ф. 219
Малашенко В.В. 128
Малашенко Т.И. 128
Малинкина Ю.Ю. 183
Малухина О.А. 157
Мальцев А.В. 114
Мальцева А.Н. 173, 186
Мамедова Ф.М. 224
Мананникова С.Ю. 173
Маркова Ю.М. 110
Маркушев М.В. 110, 111, 154, 155
Мартусевич Е.В. 65
Мартынов С.А. 141, 215
Марченкова Е.Б. 86, 127
Матчин А.А. 15
Мелешко Н.В. 120, 121
Мельников Е.В. 76, 82
Меркушкин Е.А. 185
Мерсон Д.Л. 120
Мерсон Е.Д. 118
Мигель И.А. 159
Миркин Л.И. 216
Миронов С.Ю. 229
Мирочник И.А. 51
Митлина Л.А. 35
Митрофанов Ю.П. 91, 208
Михайлов М.С. 222
Михайловская А.В. 111
Мишин В.М. 169
Мишнев Р.В. 213
Молчанов В.В. 32–34
Молявко Д.П. 92, 93
Морозов А.П. 227
Морозов В.А. 49
Морозов К.В. 59
Московских Д.О. 162
Мулюков Р.Р. 50, 89, 146
Мусабиров И.И. 89, 146
Мухаметдинова О.Э. 155
Мышляев М.М. 229
Мясниченко В.С. 212

Надежкин М.В. 113
Назаров А.А. 50
Найден Е.П. 108
Найденкин Е.В. 82
Наркевич Н.А. 97
Невский С.А. 65
Некрасов А.Н. 24
Нечаев В.Н. 84, 85
Никитина Е.В. 154
Николаенко А.А. 52
Никоненко Е.Л. 28, 30, 218
Никулин С.А. 194, 195, 198
Новгородов Л.А. 135

Овечкина Т.А. 114
Одесский П.Д. 82
Озерова В.В. 133
Орданьян С.С. 158
Осинская Ю.В. 23
Остриков О.М. 144, 145, 187–193, 226

Паль-Валь П.П. 129
Панфилов П.Е. 103, 175
Папиров И.И. 52
Пашинская Е.Г. 10
Перегудов О.А. 59
Пермякова И.Е. 13, 25
Петров С.Н. 139, 222
Пикалов А.И. 52
Пилюгин В.В. 11, 77,125

Пинжин Ю.П. 74
Плешанов В.С. 100, 101
Плотников А.В. 81
Плохих А.И. 98, 99
Плужников С.Н. 132
Плужникова Т.Н. 132–135
Покоев А.В. 21–23
Полетика Т.М. 230
Полехина Н.А. 47, 108
Полугрудова Л.С. 204
Поляков В.В. 143
Попов В.В. 199
Попова Е.Н. 199
Попова Н.А. 28–30, 218
Поставничий И.В. 112
Потапенко М.М. 73, 75
Потекаев А.И. 53
Предко П.Ю. 154
Приезжева А.Н. 119, 120
Протасова С.Г. 54, 217
Прохоров Д.В. 8
Пугачева Т.М. 95
Пудов В.И. 232, 233
Путилин А.В. 32–34
Пушин А.В. 83
Пушин В.Г. 6, 83, 86, 106, 125, 127
Пушкин М.С. 40
Пышминцев И.Ю. 168, 173, 186

Рагимова В.М. 219
Райков С.В. 60, 62
Расковалова Ю.А. 156
Распосиенко Д.Ю. 125
Реснина Н.Н. 77
Ржавцев Е.А. 131
Ригмант М.Б. 148
Рогачев С.О. 167,194,195,197,198
Родионов Д.П. 203
Родионов И.С. 165
Рожнов А.Б. 195, 198
Романов А.Е. 38, 39, 90
Романов Д.А. 60–62
Романова В.А. 140, 141, 215
Рубаник В.В. 50
Рудомёткин К.А. 196
Рудской А.И. 221
Русинов П.О. 178
Русскин В.М. 137
Рущиц С.В. 166
Рюмцев А.А. 192, 193

Савенков Г.Г. 49, 196
Саврай Р.А. 68
Самигуллина А.А. 50
Самойлов С.П. 117
Сарычев В.Д. 65
Сафаров И.М. 71, 146, 170, 171, 172
Сафонова Е.В. 91
Свиридова Т.А. 162
Сдобняков Н.Ю. 124, 212
Селезнев Л.В. 19
Селезнев М.Н. 16
Селезнева Н.В. 175
Семенова И.П. 15
Сергеев Н.Н. 150, 151
Сергеев С.Н. 146, 170–172
Сидоров С.А. 132
Сидюкова Н.Н. 22
Сизоненко Н.Р. 30
Синицын Д.В. 19
Сирота В.В. 147
Ситдиков О.Ш. 110, 111, 155
Скаков М.К. 218
Скворцов А.А. 138
Скворцов А.И. 72
Скворцов П.А. 138
Скрипняк В.А. 122–124
Скрипняк В.В. 122, 123
Скрипняк Е.Г. 122, 123
Скрипняк Н.В. 124
Смирнов А.Н. 87
Смирнов И.В. 73–75
Смирнов М.А. 166, 173,168, 186
Соболев А.С. 233
Созинов Д.С. 221
Соколов Д.Н. 124, 212
Солодушкин А.И. 100, 101
Сопин Ю.А. 18
Соснин К.В. 62
Старенченко В.А. 130
Степанова Н.Н. 148, 149
Столбовский А.В. 199
Столяров В.В. 12
Страумал А.Б. 54
Страумал Б.Б. 54, 79
Строганова Т.С. 24
Стукалов В.Ю. 86
Суаридзе Т.Р. 203
Суворов Б.И. 229
Сундеев Р.В. 20
Суриков И.Н. 51
Сурсаева В.Г. 78, 80
Суслина А.А. 95
Суходоева Н.В. 161

Табатчикова Т.И. 98
Тананыхина Н.И. 196
Тарасенко Ю.П. 107
Теплякова Л.А. 88
Тереньетев П.Б. 149
Терешин В.А. 151
Тимкин В.Н. 102, 164
Тихонов А.К. 9
Тихонова М.С. 167
Ткаченко В.М. 10

Ткаченко Н.В. 112
Токтогулов Ш.Ж. 175
Тонкопряд А.Г. 136
Траченко В.А. 118
Третьякова Н.В. 180
Тришкина Л.И. 27, 31
Тузов Ю.В. 52
Тюменцев А.Н. 47, 73–75, 108, 177
Тюменцев В.А. 214
Тюрьков М.Н. 119, 120
Тюфтяев А.С. 43

Уксусников А.Н. 86, 106, 127
Устинов А.М. 53
Ушаков И.В. 225
Ушеренко С.М. 70
Ушеренко Ю.С. 70

Фазлитдинова А.Г. 214
Федин В.М. 198
Федоров В.А. 104, 105, 132–135,
Федорова Е.Н. 161
Федосеев М.Л. 139
Федосеева А.Э. 69, 220
Федотов А.А. 22
Федотов Д.Ю. 133
Филиппов Г.А. 42–46
Фролова Н.Ю. 176

Харитонова М.А. 124
Хаткевич В.М. 167, 194, 195, 197
Хейфец А.Э. 176
Хлебникова Ю.В. 77, 203
Хомская И.В. 176
Хоник В.А. 91, 184, 208
Храмков Е.В. 168
Худоногов С.А. 161
Хусаинов М.А. 157

Царенко Ю.В. 50
Цуканов В.В. 110
Цыплаков А.Н. 208

Чванов В.О. 231
Челяпина О.И. 200
Чембарисова Р.Г. 209
Черкасова Т.В. 27
Чернов В.М. 47, 73–75
Черных Е.В. 65
Чернышов А.А. 20
Чернявский А.О. 117
Черняева Е.В. 67
Чижов И.А. 68
Чинокалов Е.В. 51
Чудаков Е.В. 180, 183
Чуканов А.Н. 150–152
Чурилина И.В. 153

Шабанов В.М. 55,
Шалимова А.В. 20
Шаповалов Ю.А. 129
Шарипов И.З. 89, 146
Шафеев М.Р. 114, 116
Шахиджанов В.С. 140
Шеховцов О.В. 136
Шибаев С.А. 207
Шишкин Д.А. 148
Шматок Е.В. 190, 191
Шокуров В.С. 52
Шорохов Е.В. 176, 199
Штеренберг А.М. 4, 231
Шулепов И.А. 97
Шуринов Р.В. 136
Шурыгина Н.А. 25

Щукина Л.Е. 43

Эммаусский Н.М. 207

Юдин С.Н. 162

Яковенко А.А. 150–152
Яковлев А.В. 132–135
Яковлева И.Л. 98
Якушев П.Н. 201
Ярополова Н.Г. 57
Ясников И.С. 16

—

Alsaraeva K.V. 56, 58
Biermann H. 17
Dai W.B. 64
F.Ye 63
Gromov V.E. 56, 58,63,64,66
Hui Li. 63
Ivanov Yu.F. 56, 66
Konovalov S.V. 66
Li X. 58
Morozov K.V. 56
Nevskii S.A. 63, 64, 66
Peregudov O.V. 56
Segel C. 17
Semina O.A. 56, 58
Song G. 58
Tang G. 58
Wanderka N. 106
Wang X.L. 64
Weidner A. 17
Wu N. 64
Ye Feng 66
Yong-Feng Liang 63
Zan N. 64
Zhao X. 64

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Глезер А.М. ЧТО МЫ ЗНАЕМ И ЧЕГО НЕ ЗНАЕМ О БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	3
Штеренберг А.М. ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОХИМИИ»	4
Карпов М.И. ЖАРОПРОЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb–Si, Nb–Al, Ti–Al	5
Пушин В.Г. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ	6
Коржов В.П. ТВЕРДОФАЗНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПЛАВОВ	7
Прохоров Д.В., Карпов М.И., Коржов В.П. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧННЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	8
Тихонов А.К. МИКРОСТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ – ОСНОВНОЙ ФАКТОР ИЗМЕНЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ	9
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕДНОГО КОМПОЗИТНОГО СПЛАВА ПРИ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	10
Власова А.М., Пилюгин В.П., Антонова О.В., Гринберг Б.А. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАГНИЯ ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	11
Столяров В.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ПРОКАТКЕ С ТОКОМ	12
Пермякова И.Е., Глезер А.М. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co и Fe ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	13
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Ботвина Л.Р., Валиев Р.З. РЕНТГЕНОВСКИЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ ОБЫЧНЫХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПАРАМЕТРОВ АВАРИЙНОГО РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРКЦИЙ И ДЕТАЛЕЙ МАШИН	14
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Матчин А.А. МИНИАТЮРИЗАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА ЧЕЛЮСТНЫХ КОСТЕЙ ЗА СЧЕТ ИСПОЛЬБЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА	15
Селезнев М.Н., Виноградов А.Ю., Ясников И.С. ИЗМЕРЕНИЕ ПОЛЯ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОС СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ КОРРЕЛЯЦИИ ИЗОБРАЖЕНИЙ	16
Линдеров М., Segel C., Weidner A., Biermann H., Виноградов А. ОСОБЕННОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	17
Сопин Ю.А., Голосов Е.В., Колобов Ю.Р. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНА	18
Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Вершинина Т.Н., Жидков М.В., Ионин А.А., Кудряшов С.И., Макаров С.В., Селезнев Л.В., Синицын Д.В., Лигачев А.Е. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПРИПО-	19

ВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Глезер А.М., Чернышов А.А ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ ФАЗ, ПОЛУЧЕННЫХ В СПЛАВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	20
Волков В.В., Покоев А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОФИЛЯ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ	21
Покоев А.В., Сидюкова Н.Н., Федотов А.А. ДИФФУЗИЯ ОЛОВА В ЖЕЛЕЗЕ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ ПРИ 750 С	22
Осинская Ю.В., Покоев А.В. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА $Cu_{1-X}Be_X$-ФАЗЫ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	23
Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Некрасов А.Н. МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb-Nb_3Si	24
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермякова И.Е. МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОЛОС СДВИГА И НАНОЧАСТИЦ В СПЛАВАХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	25
Лавро В.Н. ВЛИЯНИЕ МАРОЧНОГО СОСТАВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ НА СВОЙСТВА ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И CrN	26
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА НАКОПЛЕНИЕ СКАЛЯРНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ЕЕ КОМПОНЕНТ В МАЛОЛЕГИРОВАННННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Cu-Al	27
Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ	28
Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. ЭВОЛЮЦИЯ ВКЛАДОВ В ПЛАСТИЧЕСКУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ ДЕФОРМАЦИИ КОМПОНЕНТ ИЗГИБА И КРУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	29
Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ 10Г2ФТ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	30
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. ФРАГМЕНТИРОВАННАЯ СУБСТРУКТУРА И ЕЕ ПАРАМЕТРЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ	31
Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ТЕРМООБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА	32
Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ КОРОТКО ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ.	33
Путилин В.А., Молчанов В.В., Путилин А.В. РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОЙ УСТАНОВКИ ПРИ ЗАКАЛКЕ ЧУГУНА ДВИЖУЩИМСЯ ЛУЧОМ ЛАЗЕРА	34
Митлина Л.А., Великанова Ю.В., Виноградова М.Р., Бадртдинов Г.С. КОНДЕНСАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	35

Звягинцева А.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ МАТЕРИАЛОВ НАНОРАЗМЕРНОГО ДИАПАЗОНА.	36
Звягинцева А.В. ПРИМЕСНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ – ФАКТОР ИЗМЕНЕНИЯ ИХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	37
Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Красницкий С.А., Дорогин Л.М., Викарчук А.А., Романов А.Е. РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦАХ ПУТЕМ ЗАРОЖДЕНИЯ КРУГОВЫХ ПРИЗМАТИЧЕСКИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ	38
Викарчук А.А., Дорогов М.В., Довженко О.А., Грызунова Н.Н., Романов А.Е. НАНОВИСКЕРЫ И НАНОВИСКЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	39
Иноземцев А.В., Пушкин М.С., Гринберг Б. А., Иванов М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. МНОГООБРАЗИЕ ФОРМ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ.	40
Желтякова И.С., Карпов М.И., Коржов В.П. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti/Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ДС И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ	41
Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Филиппов Г.А. КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ЗАКАЛКУ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ	42
Щукина Л.Е., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Ильичёв М.В. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛИ 10Х8НМВФБ АЗОТОМ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ	43
Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А. ДЕГРАДАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ХОДЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ	44
Изотов В.И., ГЕТМАНОВА М.Е., ИЛЮХИН Д.С., ФИЛИППОВ Г.А. ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ	45
Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Филиппов Г.А. АЗОТСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ С УНИКАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	46
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181	47
Землякова Н.В. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421	48
Барахтин Б.К., Кузнецов А.В., Морозов В.А., Савенков Г.Г. ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, УСТОЙЧИВОГО К АГРЕССИВНОЙ МОРСКОЙ СРЕДЕ	49
Назаров А.А., Самигуллина А.А., Мулюков Р.Р., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	50
Иванов Е.А., Мирочник И.А., Чинокалов Е.В., Суриков И.Н. СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АРМАТУРНОГО ПРОКАТА КЛАССА А600С ИЗ СТАЛИ, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ВАНАДИЕМ И НИОБИЕМ	51
Папиров И.И., Николаенко А.А., Пикалов А.И., Шокуров В.С., Тузов Ю.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА	52

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОГО БЕРИЛЛИЯ	
Копаница Д.Г., Клопотов А.А., Потекаев А.И., Устинов А.М. ИЗУЧЕНИЕ МАКРОПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ В СТАЛИ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ	53
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал А.Б., Колесникова К.И., Афоникова Н.С. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ СПЛАВАХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	54
Шабанов В.М. ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ КИНЕТИЧЕСКОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ	55
Morozov K.V., Gromov V.E., Peregudov O.V., Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V., Semina O. A. STRUCTURE-PHASE GRADIENTS BEING FORMED IN RAIL STEEL UNDER LONG SERVICE LIFE	56
Ярополова Н.Г., Бондаренко К.Ю., Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ КОНЦЕНТРАТОВ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	57
Tang G., Li X., Song G., Gromov V.E., Alsaraeva K.V., Semina O.A. EXTERNAL FIELD TREATMENT TECHNOLOGY ACHIEVEMENTS IN CHINA	58
Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е., Бащенко Л.П., Иванов Ю.Ф. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ	59
Капралов Е. В., Райков С. В., Романов Д. А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	60
Бахриева Л. Р., Романов Д. А., Будовских Е. А., Громов В.Е. РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiB2-Mo ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	61
Соснин К. В., Райков С. В., Романов Д. А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ	62
Hui Li, Yong-Feng Liang, F. Ye, Gromov V.E., Nevskii S.A. MECHANICAL PROPERTIES OF Fe-6.5wt%Si ALLOY: EFFECT OF GRAIN SIZE AND ORDERING DEGREE	63
Wang X.L., Zan N. , Wu N., Gromov V.E. , Dai W.B., Zhao X., Nevskii S.A. EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE UNDER DIFFERENT CURRENT DIRECTIONIN A Cu-Zn ALLOY	64
Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Мартусевич Е.В., Черных Е.В., Громов В.Е. ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В ДВУМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ	65
Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Konovalov S.V., Ye Feng, Nevskii S.A. STRUCTURE-SCALE LEVELS OF CAST-IRON ROLLS PLASMA HARDENING	66
Волков А.Е., Черняева Е.В. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 20 ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ	67
Березовская В.В., Саврай Р.А., Чижов И.А. СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ С ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ	68
Федосеева А.Э., Дудова Н.Р. ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ T=650°C	69
Ушеренко Ю.С., Алексенцева С.Е., Ушеренко С.М.	70

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ДИСКРЕТНЫХ ЧАСТИЦ В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПРЕГРАДЫ	
Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Сафаров И.М., Дмитриев С.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ В ПРОЦЕССЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО СЖАТИЯ	71
Макаров В.Н., Каныгина О.Н. К ВОПРОСУ О ОБМЕННОМ И КУЛОНОВСКОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯХ В ФЕРРОМАГНЕТИКАХ И СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ	72
Скворцов А.И., Карпов А.А. ДЕМПФИРУЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ И МАГНИТОСТРИКЦИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА	72
Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ	73
Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ	74
Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	75
Мельников Е.В., Козлова Т.А., Майер Г.Г., Кошовкина В.С., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 08Х17Н14М2	76
Пилюгин В.В., Реснина Н.Н., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю, СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТЫ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ ОМЕГА-АЛЬФА ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ	77
Сурсаева В.Г., Горнакова А.С. ТРИ КИНЕТИКИ РОСТА ЗЁРЕН В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ СЕРЕБРА	78
Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Афоникова Н.С. РОСТ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ (aTi) В СПЛАВАХ ТИТАН-ЖЕЛЕЗО	79
Сурсаева В.Г., Горнакова А.С. ПРИЧИНЫ ОТКЛОНЕНИЯ ОТ ПАРАБОЛИЧНСКОГО ЗАКОНА РОСТА ЗЁРЕН В ПЛЁНКАХ	80
Кульков В. Г., Плотников А. В. Дудаков Д. С. ЗАВИСИМОСТЬ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ФОНА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ В НАНОКОМПОЗИТАХ	81
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Мельников Е.В., Козлова Т.А., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СТАЛИ 06МБФ	82
Пушин А.В., Кунцевич Т.Э., Куранова Н.Н., Пушин В.Г. ПРИМЕНЕНИЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ РАСПЛАВА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	83
Нечаев В.Н., Дежин В.В. ОБ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ	84
Нечаев В.Н., Дежин В.В. ОБ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ ДИСЛОКАЦИИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ОРИЕНТАЦИИ В	85

КРИСТАЛЛЕ С МЯГКОЙ МОДОЙ	
Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю., Уксусников А.Н. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ B2-СПЛАВАХ NiMnMe (Me=Al, Ti, Ga)	86
Смирнов А.Н., Абабков Н.В. ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ ТЭС ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ СПЕКТРАЛЬНО-АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	87
Теплякова Л.А. Куницына Т.С. ПРОЯВЛЕНИЯ САМОПОДОБИЯ В КАРТИНЕ СДВИГОВ, РЕАЛИЗУЮЩИХСЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni_3Fe С ВЫСОКОСИММЕТРИЧНОЙ ОРИЕНТИРОВКОЙ	88
Шарипов И.З., Мусабиров И.И., Мулюков Р.Р. КИНЕТИКА ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ ПРИ ОТЖИГЕ	89
Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Красницкий С.А.,Романов А.Е. ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В СПЛОШНЫХ И ПОЛЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ	90
Сафонова Е.В., Кончаков Р.А., Митрофанов Ю.П., Хоник В.А. ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ПРЕДПЛАВИЛЬНОГО РОСТА ТЕПЛОЕМКОСТИ КРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ НА ОСНОВЕ МЕЖУЗЕЛЬНОЙ ТЕОРИИ	91
Молявко Д.П. ТРЕХМЕРНАЯ МОДЕЛЬ МЕДЛЕННОГО РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ДЛЯ ЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА ЭИ961Ш И ЕЁ ОБЪЁМНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	92
Молявко Д.П. АНАЛИЗ ПРОЦЕДУРЫ ИНТЕГРИРОВАНИЯ ПОЛИНОМА 4-ГО ПОРЯДКА, ОПИСЫВАЮЩЕГО КДМРУТ КАК ФРОНТАЛЬНУЮ ПРОЕКЦИЮ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ КРИВОЙ	93
Ананьин А.Н., Березовская В.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУПЕРФЕРРИТНЫХ И АУСТЕНИТО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ С ПРИМЕСЯМИ ОЛОВА.	94
Пугачева Т.М.,Суслина А.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КАЧЕСТВА ТРУБ КЛАССА ПРОЧНОСТИ "Д" ОТЕЧЕСТВЕННОГО И ЗАРУБЕЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА	95
Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Лунёв А.Г., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg	96
Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Власов И.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТОК И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.	97
Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Дельгадо Рейна С.Ю., Плохих А.И. ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ	98
Плохих А.И., Власова Д.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКОЙ	99
Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С. ИЗУЧЕНИЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ СТ3 МЕТОДОМ КЦИ	100
Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.	101

ПОВТОРНО-СТАТИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ СТ 3, ИССЛЕДОВАННАЯ МЕТОДОМ КЦИ	
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Кашин О.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОГО АВС-ПРЕССОВАНИЯ	102
Зайцев Д.В., Панфилов П.Е. МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТКАНЕЙ ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА.	103
Бойцова М.В., Федоров В.А., Косарева Л.А. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ ВДОЛЬ ГРАНИЦЫ СВОБОДНОГО УПРУГОГО ДВОЙНИКА	104
Бойцова М.В., Федоров В.А. ДВОЙНИКОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	105
Ивченко М.В., Макаров В.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Wanderka N. СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВАХ AlCrFeCoNiCu	106
Тарасенко Ю.П., Кириков С.В., Бердник О.Б. АНАЛИЗ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗЫ МАТЕРИАЛА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЭП800 ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.	107
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н., Найден Е.П. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В СМК СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕННОМ В УСЛОВИЯХ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	108
Крестелев А.И. "УВЛЕЧЕНИЕ" ЧАСТИЦ ПОРОШКА ВЗРЫВНЫМИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ	109
Цуканов В.В., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДИФФУЗИОННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕРМООБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК ИЗ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТО-БЕЙНИТНОГО КЛАССА	110
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ	110
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Михайловская А.В., Маркушев М.В. СТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al–Cu–Mg, КРИОПРОКАТАННОГО С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ	111
Коршак В. Ф., Поставничий И. В., Ткаченко Н. В. ИЗМЕНЕНИЕ ТЕПЛОТЫ ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	112
Надежкин М.В., Лунев А.Г., Ионова Н.А., Баранникова С.А. ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ ПРИ СЖАТИИ	113
Грызунова Н.Н., Денисова А.Г., Шафеев М.Р., Овечкина Т.А., Грызунов А.М., Мальцев А.В. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОЛИТА НА МОРФОЛОГИЮ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕДНЫХ ЧАСТИЦ, КРИСТАЛЛОВ И ПОКРЫТИЙ ИЗ НИХ	114
Грызунова Н.Н., Шафеев М.Р., Денисова А.Г. ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ	116
Чернявский А.О., Самойлов С.П.	117

ОСОБЕННОСТИ МАЛОЦИКЛОВОГО ПОВЕДЕНИЯ МОЛИБДЕНОВОГО СПЛАВА	
Мерсон Е.Д., Кудря А.В., Траченко В.А., Виноградов А.Ю. ПРИМЕНЕНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ УЧАСТКОВ КВАЗИ-СКОЛА В ИЗЛОМЕ СТАЛИ, ОХРУПЧЕННОЙ ВОДОРОДОМ	118
Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Козлов А.Ю., Тюрьков М.Н., Абдугаффарова К.К., Викарчук А.А. КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ	119
Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Тюрьков М.Н., Викарчук А.А., Мерсон Д.Л., Грызунова АМ. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ПРОИСХОДЯЩИЕ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА	120
Бертяев Б.И., Мелешко Н.В. О ДИНАМИКЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МЕТАЛЛОВ	120
Бертяев Б.И.,Мелешко Н.В. РАСЧЕТ ВНУТРЕННЕГО ДАВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ С ОЦК,ГЦК И ГПУ РЕШЕТКАМИ	121
Скрипняк В.В., Брагов А.М., Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Ломунов А.К., Игумнов Л.А. ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ ГОРЯЧЕПРЕССОВАННОЙ ДИБОРИД-ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ. МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ	122
Скрипняк В.А. Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В., Ваганова И.К. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	123
Скрипняк Н.В., Ваганова И.К., Скрипняк В.А. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ С БИМОДАЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ РАЗМЕРОВ ЗЕРЕН ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	124
Колосов А.Ю., Сдобняков Н.Ю., Харитонова М.А., Комаров П.В., Соколов Д.Н. ВЛИЯНИЕ ВЗАИМНОЙ ОРИЕНТАЦИИ НАНОЧАСТИЦ НА УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОНТАКТОВ ЗОЛОТА	124
Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пушин В.Г., Пилюгин В.П. ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОМЫШЛЕННЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Al–Cu–Li	125
Марченкова Е.Б., Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ДЛИННОПЕРИОДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni_2MnGa	127
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Белых Н.В. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИМЕСНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	128
Шаповалов Ю.А., Коршак В.Ф., Паль-Валь П.П. ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Sn-38вес.%Pb В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	129
Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. ВЕРОЯТНОСТЬ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ БАРЬЕРОВ В МАТЕРИАЛАХ С ГЦК СТРУКТУРОЙ	130
Гуткин М.Ю., Ржавцев Е.А. ДИСЛОКАЦИОННО-ДИСКЛИНАЦИОННАЯ КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ НАКЛОНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	131
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Губанова В.О., Плужников С.Н., Думан Д.А. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙ-	132

СТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Озерова В.В., Конопкина Н.А. ОСОБЕННОСТИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ	133
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Кузнецов П.М. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА НА ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ	134
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Новгородов Л.А. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ПАЛЛАДИЯ	135
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р., Казачкова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ IN SITU ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФОЛЬГ Al С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	136
Босин М.Е., Русскин В.М. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И ЕГО СПЛАВАХ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	137
Скворцов А.А., Зуев С.М., Скворцов П.А. ОСОБЕННОСТИ СПЕКАНИЯ ПОРИСТОЙ ПЕНОДИАТОМИТОВОЙ КЕРАМИКИ	138
Федосеев М.Л., Петров С.Н., Ильин А.В., Лаврентьев А. ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ДАННЫМИ ПО ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ	139
Зиновьева О.С., Романова В.А., Шахиджанов В.С. МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МОДЕЛИ ФИЗИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ	140
Зиновьев А.В., Балохонов Р.Р., Зиновьева О.С., Романова В.А., Мартынов С.А. ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА С ПОРИСТЫМ КЕРАМИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ ОТ РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОДЛОЖКИ	141
Грачева Я.И., Лепендин А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПОКАЗАТЕЛЯ ХЕРСТА СИГНАЛА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СПЛАВА АМГ5	142
Лепендин А.А., Поляков В.В., Грачева Я.И. НАКОПЛЕННАЯ АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СТЕКЛОТЕКСТОЛИТА СТЭФ	143
Влашевич В.В., Остриков О.М. УСТАНОВКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ДВОЙНИКУЮЩЕГОСЯ МАТЕРИАЛА	144
Влашевич В.В., Остриков О.М. НАПРЯЖЕННО – ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В СИСТЕМЕ «НАНОДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ НАГРУЖЕНИЯ КРИСТАЛЛА	145
Сергеев С.Н., Мусабиров И.И., Шарипов И.З., Гундеров Д.В., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-In	146
Лукьянова О.А., Красильников В.В., Сирота В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ И СВОБОДНОГО СПЕКАНИЯ	147
Давыдов Д.И., Казанцева Н.В., Степанова Н.Н., Ригмант М.Б., Шишкин Д.А	148

КОБАЛЬТОВЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ОСНОВЕ	
Давыдов Д.И., Казанцева Н.В., Степанова Н.Н. Виноградова Н.И., Тереньетев П. Б. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni_3Al	149
Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А МЕХАНИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ ИЗУЧЕНИЯ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ	150
Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Терешин В.А., Яковенко А.А. ОБРАЗОВАНИЕ УГЛЕВОДОРОДОВ И ДЕСТРУКЦИЯ НАВОДОРОЖЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	151
Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М., ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОГО НАСЫЩЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	152
Андронов И.Н., Богданов Н.П., Чурилина И.В., Богдашова Н.С. ВЛИЯНИЕ ВИДА ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	153
Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Маркушев М.В., Предко П.Ю., Никитина Е.В. СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	154
Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ Al–Mg–Sc–Zr СПЛАВА	155
Березовская В.В., Расковалова Ю.А., Бизяева Д.О. ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В Cr- И Cr-Mn-СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ	156
Хусаинов М.А., Малухина О.А., Андреев В.Н. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ	157
Захарова В.А., Орданьян С.С., Данилович Д.П. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ $SiC–B_4C–TiB_2$	158
Кустов А.И., Мигель И.А. ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА	159
Кустов А.И. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ЕЁ ВЛИЯНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ АМД-МЕТОДАМИ	160
Суходоева Н.В., Худоногов С.А., Федорова Е.Н. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ИОННОГО ТРАВЛЕНИЯ ДЛЯ ВЛИЯНИЯ НА АДГЕЗИЮ В СИСТЕМЕ МЕТАЛЛ-ОКСИД	161
Юдин С.Н., Касимцев А.В., Свиридова Т.А., Московских Д.О. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Nb-Al, ПОЛУЧЕННЫХ ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ	162
Алсараева К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. МИКРОТВЕРДОСТЬ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	163
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРУЖЕНИЯ НА РЕСУРС ОБРАТИМОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Ti49.2Ni50.8(ат.%)	164
Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С., Лидер А.М., Кудияров В.Н. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЁРЕН И ВОДОРОДА НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Ti49,1Ni50,9(ат.%).	165

Ахмедьянов А.М., Рущиц С.В., Смирнов М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ	166
Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Кайбышев Р.О., Тихонова М.С., Добаткин С.В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08Х17Т ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ И КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ	167
Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Лаев К.А., Храмков Е.В., Ахмедьянов А.М. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В НЕФТЕГАЗОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ	168
Мишин В.М., Волоконский М.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ С РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ	169
Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В. ВЛИЯНИЕ ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	170
Корзников А.В., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В. ВОЛОКНИСТАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	171
Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Литовченко И.Ю. ВЛИЯНИЕ МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ТЕКСТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	172
Пышминцев И.Ю., Мальцева А.Н., Жукова А.А., Варнак О.В., Мананникова С.Ю., Смирнов М.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКООТПУЩЕННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ 06ГФБ, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬСТВА МОРСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ	173
Волков А.Ю., Антонова О.В., Комкова Д.А., Каменецкий Б.И. СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	174
Панфилов П.Е., Токтогулов Ш.Ж., Селезнева Н.В., Зайцев Д.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ.	175
Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В. МОРФОЛОГИЯ ЧАСТИЦ, ВЫДЕЛЯЮЩИХСЯ ПРИ СТАРЕНИИ ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ	176
Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ ОЦК СПЛАВОВ	177
Русинов П.О., Бледнова Ж.М. СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ Ti-Ni-Hf ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ	178
Жуков В.А. ВАКАНСИОННЫЙ МЕХАНИЗМ И ИНТЕРПОЛЯЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	179
Кудрявцев А.С., Чудаков Е.В., Кулик В.П., Третьякова Н.В. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПСЕВДО-β-КЛАССА	180
Батаронов И.Л., Дежин В.В. О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СМЕЖНЫХ ОТРЕЗКОВ ДИСЛОКАЦИИ	181

Батаронов И.Л., Дежин В.В. О КОРОТКОВОЛНОВЫХ КОЛЕБАНИЯХ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДЕ	182
Леонов В.П., Чудаков Е.В., Малинкина Ю.Ю. ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ, КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ И ФРАКТОГРАФИЮ ПСЕВДО - α ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.	183
Хоник В.А. ГЕНЕЗИС СВЯЗИ КРИСТАЛЛ-СТЕКЛО И КИНЕТИКА СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	184
Меркушкин Е.А., Березовская В.В., Лавриков Л.Д. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ КОРРЕЛЯЦИОННОГО УРАВНЕНИЯ ПОТЕНЦИАЛА ПИТТИНГООБРАЗОВАНИЯ	185
Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Варнак О.В., Мальцева А.Н. СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ ТРУБНОЙ СТАЛИ, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ.	186
Дробышевская Т.В., Остриков О.М. НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ В СИСТЕМЕ «ДВОЙНИК И ТРЕЩИНА В ЗЕРНЕ»	187
Остриков О. М., Дробышевская Т. В. ЗАДАЧА О РАСЧЕТЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННОГО ДВУМЯ ВСТРЕЧНЫМИ КЛИНОВИДНЫМИ ДВОЙНИКАМИ, РАЗВИВАЮЩИМИСЯ В ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ	188
Дробышевская Т. В., Остриков О. М. УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ ГРУППЫ ДВОЙНИКОВ, НАХОДЯЩЕЙСЯ В МИКРОРАЗМЕРНОМ ЗЕРНЕ В НЕДЕФОРМИРУЕМОМ ТВЕРДОМ ТЕЛЕ	189
Остриков О. М., Шматок Е. В. СПОСОБ РАСЧЕТА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПОНЕНТА У МЕХАНИЧЕСКИХ ЛИНЗОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЕ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Ni_2MnGa, ОБЛАДАЮЩЕГО СВОЙСТВОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	190
Шматок Е. В., Остриков О. М. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ (001) МОНОКРИСТАЛЛА Ni_2MnGa С ЭФФЕКТОМ УПРАВЛЯЕМОЙ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	191
Остриков О. М., Рюмцев А. А. ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ У ПОЛОС СДВИГА В ВИДЕ ЛУЧЕЙ	192
Остриков О. М., Рюмцев А. А. РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ У ПАРАБОЛИЧЕСКИХ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ	193
Кругляков А.А., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рогачев С.О. НАНОФАЗНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ	194
Никулин С.А., Рожнов А.Б., Хаткевич В.М., Рогачев С.О. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ Zr-Nb СПЛАВА ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	195
Савенков Г.Г., Барахтин Б.К., Рудомёткин К.А., Тананыхина Н.И., Григорьев А.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДАМИ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА	196
Рогачев С.О., Хаткевич В.М, Денисенко К.С.	197

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Fe-20%Cr-5%V, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ	
Никулин С.А., Федин В.М., Рожнов А.Б., Рогачев С.О. СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ФРАГМЕНТОВ БОКОВЫХ РАМ ТЕЛЕЖЕК ГРУЗОВЫХ ВАГОНОВ ПОСЛЕ ОБЪЕМНО-ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ	198
Попов В.В., Попова Е.Н., Кузнецов Д.Д., Столбовский А.В., Шорохов Е.В. НОНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НИКЕЛЯ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	199
Власов Н.М., Челяпина О.И. ДИФФУЗНЫЕ ПРОЦЕССЫ В ОКРЕСТНОСТИ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ НАНОКОМПОЗИТА	200
Лексовский А. М., Баскин Б.Л., Якушев П.Н. МИКРО / МЕЗО ТРЕЩИНЫ И РЕЛАКСАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА.	201
Кузнецов А.В. ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ГИДРОУДАРА	202
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю. НЕМАГНИТНЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	203
Андронов И.Н., Демина М.Ю., Полугрудова Л.С. КРУЧЕНИЕ ПРУЖИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯГИВАЮЩЕЙ СИЛЫ	204
Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гувалов М.А. ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЙ МОДИФИКАТОР ДЛЯ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	205
Литвинов В.Л. ПРИМЕНЕНИЕ АСИМПТОТИЧЕСКОГО МЕТОДА ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ КОЛЕБАНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ	206
Голубовский Е.Р., Волков М.Е., Эммаусский Н.М, Шибаев С.А. МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.	207
Цыплаков А.Н., Митрофанов Ю.П., Макаров А.С., Афонин Г.В., Хоник В.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРА ЭНЕРГИЙ АКТИВАЦИИ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ИСПОЛЬЗУЯ ДАННЫЕ КАЛОРИМЕТРИИ И РЕЛАКСАЦИИ МОДУЛЯ СДВИГА	208
Чембарисова Р.Г. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ CU ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	209
Кобзарева Т.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Будовских Е.А. ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	210
Галактионова А.В., Емалетдинов А.К. ДИНАМИКА РОСТА ПОР ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	211
Сдобняков Н.Ю., Мясниченко В.С., Андрийчук А.П., Соколов Д.Н. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СИММЕТРИИ НА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ С «МАГИЧЕСКИМ» ЧИСЛОМ АТОМОВ	212
Мишнев Р.В., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛО-	213

СТИ НА СТРУКТУРУ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ 650°C	
Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДНЫХ И ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНЫХ ВОЛОКОН	214
Мартынов С.А., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Зиновьев А.В. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ – ПОДЛОЖКА» НА ОПТИМАЛЬНУЮ ТОЛЩИНУ КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	215
Красников А.С., Миркин Л.И. ФОТОСИТАЛЛ - ПЕРСПЕКТИВНЫЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ ЭЛЕКТРОННОЙ ТЕХНИКИ, ОБЛАДАЮЩИЙ ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	216
Когтенкова О.А., Протасова С.Г., Мазилкин А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПЛЕНОК НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА ЦИНКА С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА РФЭС	217
Попова Н.А., Журерова Л.Г., Никоненко Е.Л., Скаков М.К. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 30ХГС	218
Алиев О.М., Аждарова Д.С., Максудова Т.Ф., Рагимова В.М., Кули-заде Э.С. СИСТЕМА $PbCuSbS_3$-Cu_2S	219
Федосеева А.Э., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ ПРИЛОЖЕННОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650 ^{o}C	220
Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лукьянов А.А., Созинов Д.С., Рудской А.И. НОВЫЕ МЕТОДИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ В ДЕЛЕ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВ ДЛЯ ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ	221
Барахтин Б.К.,Васильева Е.А., Михайлов М.С.,Петров С.Н. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ЛИСТОВ СТАЛИ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ	222
Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТАЦИИ В ЧИСТЫХ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ	223
Бахтиярлы И.Б., Курбанова Р.Д., Керимов Р.И., Мамедова Ф.М., Абдуллаева А.С., Исмайлова Э.Н. ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА РАЗРЕЗА $(Ga_2S_3)_{0,75}(EuS)_{0,25}$ –$(EuGa_2S_4)_{0,86}(EuNd_2S_4)_{0,14}$	224
Батомункуев А.Ю., Ушаков И.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН В НАНОСТРУКТУРНОМ МАТЕРИАЛЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ	225
Кульгейко Н.М., Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ФОРМЫ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ СКРАЙБИРОВАНИИ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ (111) АЛМАЗНЫМ ИНДЕНТОРОМ ВИККЕРСА	226
Морозов А.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АЛЮМИНИЯ В95 И Д16Т ПОСЛЕ ПНЕВМОДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ И ТЕМРОЭКСПОЗИЦИИ	227
Корзникова Г.Ф., Алетдинов А.Ф., Галеев Р.М, ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25Х15КТ СО СТАЛЬЮ 3 ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОКЛАДКУ.	228
Корзников А.В., Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М. ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ	229

Л70	
Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	229
Полетика Т.М., Гирсова С.Л. ЭВОЛЮЦИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДЕФЕКТОВ В УСЛОВИЯХ ГЕТЕРОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ	230
Катошин Д.Ю., Штеренберг А.М., Величко К.Т., Чванов В.О., Катошин Т.Ю. АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД ПО КЕРНУ МЕСТОРОЖДЕНИЙ САМАРСКОЙ И ОРЕНБУРГСКОЙ ОБЛАСТЕЙ	231
Комоликов Ю.И., Пудов В.И. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОЙ КЕРАМИКИ Al2O3–20vol% YSZ	232
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С. ТЕРМОМАГНИТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТОРОИДАЛЬНЫХ МАГНИТОПРОВОДОВ ИЗ ПЕРМАЛЛОЕВЫХ СПЛАВОВ	233
Именной указатель	235
Содержание	240

Научное издание

XIX Международная конференция
«Физика прочности и пластичности материалов»
8-11 июня 2015 г., г. Самара

Сборник тезисов

Тезисы публикуются в авторской редакции.
Ответственный редактор *А.М. Штеренберг*
Техническое редактирование и компьютерная верстка *Е.В. Черняева*

Подписано в печать 22.05.15.
Формат 60×84 1/16.Бумага офсетная.
Усл. п.л. 14,75. Уч.-изд. л.14,62.
Тираж 120 экз. Рег. № 100/15.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Самарский государственный технический университет»
443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244. Главный корпус

Отпечатано в типографии
Самарского государственного технического университета
443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244. Корпус № 8