54 МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

РОССИЯ, ЕКАТЕРИНБУРГ

11-15 НОЯБРЯ 2013 г.

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Сборник тезисов докладов 54 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 11-15 ноября 2013 г. 300 с.

В сборнике рассмотрены следующие вопросы: 1 – Прочность и пластичность, их связь с особенностями структуры материалов; 2 – Механизмы деформации и разрушения твердых тел при статических, циклических и динамических нагрузках, высокотемпературная ползучесть, сверхпластичность; 3 – Перспективные материалы: нано- и микрокристаллические металлы и сплавы; аморфные материалы; композиты; материалы с эффектом памяти формы; полимеры; фуллерены и нанотрубки; высокопрочные керамики и др.; 4 – Влияние на структуру и механические свойства внешних воздействий (ультразвукового, магнитного, электрического, лазерного, а также нейтронного и других видов облучения); 5 – Прогрессивные технологии, большие пластические деформации; 6 – Новые методы исследования структуры и механических свойств материалов.

© ФГБУН Институт физики металлов УрО РАН, 2013
© Сагарадзе В.В., член-корр. РАН

Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральское отделение Российской академии наук
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Научный Совет РАН по металлургии и материаловедению
Научный Совет РАН по радиационной физике твердого тела
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Институт материаловедения и металлургии УрФУ
Институт физики металлов УрО РАН

При поддержке Российского фонда фундаментальных исследований
(грант № 13-02-06116 (г))

54 МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

РОССИЯ, ЕКАТЕРИНБУРГ

11-15 НОЯБРЯ 2013 г.

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Организационный комитет

В.В. Сагарадзе (председатель)	Член-корр. РАН, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
А.А. Попов (сопредседатель)	Проф., д.т.н., УрФУ, Екатеринбург
В.И. Бетехтин (сопредседатель)	Проф., д.ф.м.н., ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург
А.М. Глезер (сопредседатель)	Проф., д.ф.м.н., ЦНИИ ЧМ, Москва
Р.А. Андриевский	Проф., д.ф-м.н., ИПХФ РАН, Черноголовка
О.А. Банных	Академик РАН, ИМЕТ РАН, Москва
В.М. Блинов	Д.т.н., ИМЕТ РАН, Москва
И.Г. Бродова	Д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.Н. Варюхин	Член-корр. НАНУ, ДФТИ, Донецк
М.А. Гервасьев	Проф., д.т.н., УрФУ, Екатеринбург
Б.А. Гринберг	Проф., д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.Е. Данильченко	Д.ф-м.н., ИМФ НАНУ, Киев
М.В. Дегтярев	Д.т.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
С.В. Добаткин	Проф., д.т.н., ИМЕТ РАН, Москва
О.М. Ивасишин	Академик НАНУ, ИМФ НАНУ, Киев
Е.Н. Каблов	Академик РАН, ВИАМ, Москва
М.И. Карпов	Член-корр. РАН, ИФТТ, Черноголовка
Ю.Н. Коваль	Член-корр. НАНУ, ИМФ НАНУ, Киев
Э.В. Козлов	Проф., д.ф-м.н., ТГАСУ, Томск
Ю.Р. Колобов	Проф., д.ф-м.н., БГУ, Белгород
В.А. Малышевский	Проф., д.т.н., ЦНИИ КМ «Прометей», С-Петербург
Д.Л. Мерсон	Д.ф-м.н., ТГУ, Тольятти
Р.Р. Мулюков	Проф., д.ф-м.н., ИПСМ РАН, Уфа
И.М. Неклюдов	Академик НАНУ, ФТИ, Харьков
В.Е. Панин	Академик РАН, ИФПМ СО РАН, Томск
С.Г. Псахье	Член-корр. РАН, ИФПМ, Томск
В.Г. Пушин	Проф., д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
А.И. Рудской	Член-корр. РАН, СПбГПУ, С-Петербург
В.В. Рыбин	Член-корр. РАН, СПбГПУ, С-Петербург
С.А. Фирстов	Академик НАНУ, ИПМ НАНУ, Киев
Н.И. Чарикова	Д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

Программный комитет

В.М. Счастливцев (председатель)	Академик РАН, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.Р. Бараз	Проф., д.т.н., УрФУ, Екатеринбург
С.П. Беляев	Д.ф-м.н., СПбГУ, Санкт-Петербург
А.Е. Волков	Проф., д.ф-м.н., СПГУ, Санкт-Петербург
А.Ю. Волков	Д.т.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
Ю.И. Головин	Проф., д.ф-м.н., НОЦ ТГУ, Тамбов
В.Е. Громов	Проф., д.ф-м.н., СибГИУ, Новокузнецк
В.И. Зельдович	Д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
А.Г. Кадомцев	Д.ф.-м.н, ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург
Г.Е. Коджаспиров	Проф., д.т.н, СПбГПУ, С-Петербург
Д.Е. Капуткин	Проф., д.ф-м.н., МИСиС, Москва
Н.А. Конева	Проф., д.ф-м.н., ТГАСУ, Томск
В.И. Копылов	Д.т.н., ФТИ, Минск
Л.Г. Коршунов	Д.т.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
А.В. Макаров	Д.т.н., ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург
А.А. Назаров	Проф., д.ф-м.н., ИПСМ РАН, Уфа
В.Н. Перевезенцев	Проф., д.ф-м.н., ННГУ, Новгород
В.П. Пилюгин	К.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
С.Д. Прокошкин	Проф., д.ф-м.н., МИСиС, Москва
Н.Н. Реснина	К.ф-м.н., СПбГУ, С-Петербург
Д.П. Родионов	Д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.В. Рубаник	Проф., д.т.н., ИТА НАНБ, Витебск
Ю.Н. Симонов	Проф., д.т.н., НЦ ПМ ПГТУ, Пермь
М.Д. Старостенков	Проф., д.ф-м.н., АГТУ, Барнаул
В.А. Шабашов	Д.ф-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

Локальный комитет

Е.Г. Волкова (сопредседатель)	К.ф.-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
С.В. Беликов (сопредседатель)	К.т.н., доцент, УрФУ, Екатеринбург
Е.В. Черняева (секретарь)	К.т.н., СПбГПУ, С.-Петербург
К.И. Сергеева (секретарь)	УрФУ, Екатеринбург
А.В. Литвинов	К.т.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
Н.В. Катаева	К.т.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
К.А. Козлов	К.ф.-м.н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

СЕКЦИЯ 1

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ, ИХ СВЯЗЬ С ОСОБЕННОСТЯМИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

ИНЖЕНЕРИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКРИСТАЛЛАХ

Глезер А.М.[1], Фирстов С.А.[2], Шурыгина Н.А.[1]

[1]ИМФМ им. Г.В. Курдюмова, Москва, Россия
[2]ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина

Во многих экспериментальных работах, посвященных исследованию механических свойств на поздних стадиях нанокристаллизации аморфных сплавов, обнаружено, что в нанометровом диапазоне размера зерна наблюдаются существенные отклонения от стандартной зависимости Холла-Петча и не достигаются предельные значения прочности нанокристаллов. Деформация материала с такой структурой осуществляется зернограничным проскальзыванием по «уширенным» границам зерен путем образования локализованных полос сдвига в аморфных прослойках. Показано, что взаимодействие распространяющихся полос сдвига в аморфной матрице с кристаллическими наночастицами способно привести к существенному упрочнению аморфно – нанокристаллических сплавов. В связи с этим нами была предпринята попытка с помощью принципа инженерии границ зерен – целенаправленного введения в границы «полезных» примесей - затормозить процессы зернограничного микропроскальзывания и достигнуть уровня предельной (теоретической) прочности нанокристаллического сплава, полученного контролируемым отжигом.

С помощью метода инженерии границ зерен для закаленного из жидкого состояния сплава $Ti_{49}Ni_{24}Cu_{24}B_3$ получено нанокристаллическое состояние ($D \geq 30$ нм), содержащее наночастицы боридных фаз Ti_2B и TiB_2 размером около 5 нм. Показано, что введение наночастиц в границы зерен подавляет процесс низкотемпературного зернограничного проскальзывания и смещает область аномалии соотношения Холла-Петча к меньшим значениям среднего размера нанокристаллов. Установлено, что применение метода инженерии границ зерен позволяет на 20 % повысить максимальное нормированное значение микротвердости и существенно приблизиться к теоретическому пределу этой характеристики.

С помощью инженерии границ зерен получены также близкие к теоретическим значения прочности на разрыв и микротвердости (5 и 18 ГПа соответственно) в сплавах Co-B Fe-Cr-B, закаленных из расплава с эффективной скоростью, близкой к критической.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ И ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИХ НАДЕЖНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КОНСТРУКЦИЯХ

Ивасишин О.М.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина
ivas@imp.kiev.ua

Для получения высокопрочных структурных состояний в титановых сплавах в ИМФ им. Г.В. Курдюмова разработан комплексный подход, базирующийся на проведении термической и термомеханической обработок в существенно неравновесных условиях. Данный подход позволяет гарантировано получать предел прочности свыше 1400 МПа; при этом прочность остается хорошо сбалансированной с

характеристиками пластичности, выносливости и сопротивления высокотемпературной ползучести. Однако для оценки поведения высокопрочных титановых сплавов в конструкциях такого набора характеристик недостаточно. В ранее выполненных, главным образом на сталях, исследованиях было показано, что в этом случае критическим параметром может быть сопротивление материала хрупкому разрушению, численно описываемое двумя характеристиками – сопротивлением хрупкому сколу (R_{MC}) и коэффициентом механической стабильности (K_{MS}). В этом докладе подобные исследования выполнены для высокопрочных состояний, формируемых в титановых $\alpha+\beta$ и метастабильных β сплавах с применением оптимизированных методов термомеханической и скоростной термической обработок. Проведен анализ взаимосвязи между стандартными механическими характеристиками термоупрочненных титановых сплавов и предложенными характеристиками сопротивления хрупкому разрушению в зависимости от особенностей их микроструктуры.

УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАМИ

Попов А.А.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
a.a.popov@ustu.ru

Рассмотрены вопросы формирования структуры и свойств в сплавах с высокой удельной прочностью на основе титана. Показаны основные возможности получения высокопрочного состояния в сплавах различных систем легирования путем использования различных механизмов упрочнения.

Для сплавов на основе однофазного твердого раствора основным способом получения высокопрочного состояния является пластическая деформация, в том числе и интенсивная деформация. Используя различные схемы ИПД возможно увеличение прочностных свойств сплавов в 2 – 3 раза. В то же время для сплавов, в которых за счет реализации управляемых фазовых и структурных превращений обеспечивается существенное повышение свойств, целесообразность интенсивной деформации нужно оценивать для конкретных ситуаций. Приведены примеры целесообразности того или иного способов достижения высокопрочного состояния.

Проанализированы вопросы формирования структуры в высокопрочныхсплавах на основе титана при распаде метастабильных фаз, как на основе β – твердого раствора, так и пересыщенной α - фазы, и предложены способы повышения пластических характеристик при сохранении высоких прочностных свойств.

СТРУКТУРА СОВРЕМЕННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Табатчикова Т.И., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Дельгадо Рейна С.Ю.

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

В последнее время осуществляется переход на производство труб из штрипса повышенного класса прочности Х90-Х100. Основным способом достижения высокого комплекса механических свойств в условиях ограничения значений углеродного эквивалента с целью повышения свариваемости является совершенствование технологии термической и термомеханической обработок. Штрипсовый прокат для строительства магистральных трубопроводов, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях, должен иметь и высокую прочность, и хорошую хладостойкость, что может быть достигнуто за счет создания высокодисперсной фрагментированной структуры. Совместно с ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» разработаны новые свариваемые стали для магистральных трубопроводов, предназначенные для эксплуатации в условиях низких климатических температур, в условиях Крайнего Севера, и способы их упрочнения.

Показано, что в качестве доминирующего фактора, определяющего характер разрушения материала, является его структурное состояние, а также текстура. Установлено, что изменение режимов ТМО с окончанием прокатки в аустенитной области, приводящее к увеличению доли кубической компоненты текстуры {100}<110>, сопровождается увеличением хладостойкости листового проката.

Определен температурный интервал формирования бейнита с субзеренным строением. Установлено, что морфология бейнита, образующегося в стали 07Г2НДМБТ при изотермическом распаде переохлажденного аустенита при температурах 550 и 500ºС отличается развитым субзеренным строением, что способствует получению высоких механических свойств.

Установлено влияние размера аустенитного зерна и степени горячей деформации на происходящее при последующем охлаждении бейнитное превращение и субмикрокристаллическое строение бейнита. Показано, что термомеханическая обработка низкоуглеродистых низколегированных сталей, заключающаяся в горячей деформации аустенита с крупным нерекристаллизованным зерном и последующем ускоренном охлаждении, позволяет увеличить полноту бейнитного превращения.

Двухстадийная термомеханическая обработка стали Х90 с ускоренным охлаждением до заданной температуры способствует образованию высокодисперсной α-матрицы бейнита, что достигается за счет пластической деформации аустенита и увеличения в нем плотности дислокаций, формирования фрагментов, наследуемых конечной структурой бейнита при ускоренном охлаждении. Согласно закону Холла-Петча ($\sigma_т = \sigma_0 + kd^{-1/2}$), при размерах фрагментов менее 0,5 мкм обеспечивается повышение предела текучести до 700-800 МПа. Образование высокодисперсной структуры связано не только с развитием фазового γ→α–превращения в области температур, обеспечивающих формирование фрагментированной бейнитной структуры (550-500ºС), но и с передачей дислокационной структуры, приобретенной аустенитом при горячей деформации, конечной бейнитной структуре. Увеличение доли фрагментированной структуры, измельчение фрагментов и выделение дисперсных частиц карбидов наноразмера способствует повышению прочности при одновременном обеспечении высоких значений ударной вязкости и пластичности низколегированных сталей, в том числе и при низких температурах.

К ВОПРОСУ О ФОРМИРОВАНИИ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ РОСТЕ ЗЕРНА ИЗ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ (≤ 10 нм)

Елсуков Е.П., Протасов А.В., Ульянов А.Л.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
yelsukov@ftiudm.ru

При мессбауэровских исследованиях механического сплавления (МС) в смеси (Mo/8 ат.% O)+1 ат.% ^{57}Fe были установлены три структурные области в наноструктурированном состоянии: граница зерна и приграничные искаженные зоны (ПЗ) с общим названием интерфейс и объем зерна [1]. При этом, на ранней стадии МС при размере зерна $L \geq 20$ нм в мессбауэровских спектрах была обнаружена одиночная линия (синглет) с изомерным сдвигом IS = 0.59 мм/с, которая по своему поведению (исчезновение при $L \sim 10$ нм) была приписана атомам ^{57}Fe, связанными с дислокациями в ПЗ интерфейсов. Известно [2], что с помощью электронной микроскопии высокого разрешения не были обнаружены дислокации в наноструктурированном материале при $L \sim 10$ нм.

В докладе представлены результаты мессбауэровских и рентгеновских исследований влияния изохронных (1 ч) отжигов в интервале температур T = 300-1300 °C на стадийность возврата к равновесию механически сплавленной нанокристаллической (~ 10 нм) системы ОЦК $Mo_{92}O_8$, допированной (1 ат. %) ^{57}Fe [3].

Установлены три стадии возврата при температурах $T \leq 700$, $700 < T \leq 1100$ и T = 1300 °C. На первой стадии при практически неизменном росте зерна (7-10 нм) обнаружены уменьшение параметра ОЦК решетки и уровня микроискажений, обусловленные диффузией части атомов O и Fe из объема зерна в ПЗ и границу зерна. Интенсивный рост размера зерна L от 10 нм обнаружен при $T > 700$ °C. Он сопровождается появлением в мессбауэровском спектре синглета с IS = 0.59 мм/с, интенсивность которого достигает максимума при T = 1100 °C. На третьей стадии при 1300 °C, т.е. больше чем 0.4 $T_{пл}$ Mo, интенсивность данного синглета уменьшается почти в 3 раза. Такое поведение мессбауэровской линии может быть проинтерпретировано формированием дислокационной структуры с ростом зерна и ее разрушением при 1300 °C в связи с интенсивным развитием диффузионных процессов.

Анализ особенностей наноструктуры и обнаружение дислокационной компоненты по данным зондовой мессбауэровской спектроскопии оказался возможным благодаря наличию O в Mo. Выполненные Добышевой Л.В. и Аржниковым А.К. первопринципные квантовомеханические расчеты [3] показали, что наблюдаемая величина изомерного сдвига дислокационного синглета обусловлена наличием 4-6 атомов O в октаэдрических междоузлиях ОЦК решетки в ближайшем окружении атомов ^{57}Fe.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 10-03-00077).

[1] Елсуков Е.П., Протасов А.В. Письма в ЖЭТФ, 2010, т. 92, вып. 11, с. 827.
[2] Trudeau M.L., Schulz R. Mater. Sci. Eng. A, 1991, v. 134, p. 1361.
[3] Елсуков Е.П., Протасов А.В., Воронина Е.В., Добышева Л.В., Аржников А.К. ФММ, 2012, т. 113, № 7, с. 702.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В ЦЕМЕНТИТЕ. ЭКСПЕРИМЕНТ И АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Карькина Л.Е., Яковлева И.Л., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р., Зубкова Т.А.

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

Высокие прочностные свойства сталей с перлитной структурой обусловлены выделениями тонко пластинчатого цементита в феррите. С использованием оптической, сканирующей и электронной просвечивающей микроскопии экспериментально установлено, что структура цементита может изменяться не только в процессе деформации при повышенных температурах, но и при комнатной температуре. Установлено, что в процессе холодной деформации сталей с пластинчатой перлитной структурой происходит передача деформации из одной ферритной ламели в другую пересечением цементитной пластины по плоскостям $(\bar{1}03)_{ц} \parallel (\bar{1}01)_{ф}$. При изучении влияния холодной пластической деформации на микроструктуру зернистого перлита показано, что при деформации $\varepsilon >\sim 50\%$ межфазная граница Fe/Fe_3C служит источником дислокаций, скользящих внутри карбида. С использованием электронно-микроскопического анализа установлено, что в процессе деформации в глобулярном карбиде формируется дислокационное скопление и протяженные дефекты упаковки в плоскости (001) цементита. Таким образом, существует достаточное количество наблюдений, свидетельствующих о возможности деформации цементита. Однако, из-за сложности проведения эксперимента, детальные количественные исследования являются единичными.

С использованием метода молекулярной динамики и расчетов *ab initio* проведено атомистическое моделирование структуры планарных дефектов и построены γ-поверхности, характеризующие величину энергии дефектов упаковки в зависимости от вектора сдвига в различных плоскостях цементита. Для изучения выбраны наиболее плотноупакованные плоскости, содержащие векторы Бюргерса полных дислокаций минимальной длины. Оценена энергия нестабильных ДУ, характеризующих склонность материала к пластической релаксации. Предложены реакции расщепления полных дислокаций в изученных плоскостях, обсуждается возможность распространения протяженных стабильных дефектов упаковки.

Показано, что на изоэнергетической контурной карте обобщенных энергий дефектов упаковки в плоскости (001) цементита существуют самые низкие значения в точках локальных минимумов энергии ДУ (0,46 -0,59 Дж/м^2) вблизи векторов сдвига (0,40–0,44)[010]. В этих же плоскостях расчетные данные демонстрируют наиболее низкое значение энергии нестабильных дефектов упаковки (γ_{us}=2,21-2,87 Дж/м^2). Установлено существование нескольких локальных минимумов на γ- поверхностях в различных сечениях плоскостей (010) и (100). Наиболее низкие значения энергий стабильных и нестабильных ДУ ($\gamma_{ДУ}$=0,58 Дж/м^2, γ_{us}=3,23 Дж/м^2) получены для плоскости (100), сечение I, и характеризуется вектором сдвига ~1/3[011]. Обнаружено, что полные дислокации с вектором Бюргерса [100] являются не расщепленными во всех сечениях плоскостей (001) и (010). Дислокации с векторами Бюргерса [010] и [001] могут быть расщеплены в изученных плоскостях. Анализ значений энергий стабильных и нестабильных ДУ показал, что предпочтительными системами деформации для полных дислокаций являются [010](001), [001](100) и [100](010). Проведено сопоставление экспериментальных и расчетных данных о возможных модах деформирования цементита.

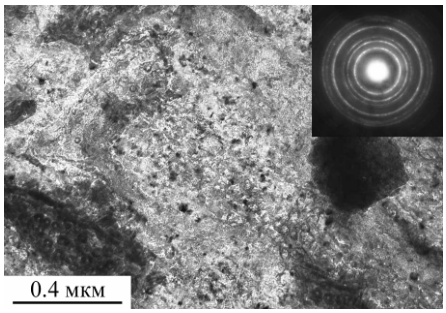
Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №13-02-00048, гранта УрО РАН № 12-У-2-1004 и Молодежного гранта УрО РАН №13-2-НП-346.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА И ТИТАНА ВТ1-0 ЗА СЧЕТ ФОРМИРОВАНИЯ В ИХ ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ, СОДЕРЖАЩЕЙ ЧАСТИЦЫ РУТИЛА

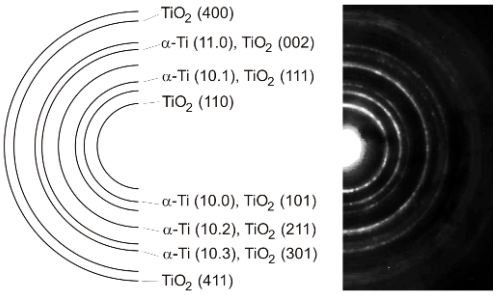
Коршунов Л.Г., Пушин В.Г., Черненко Н.Л., Макаров В.В.

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

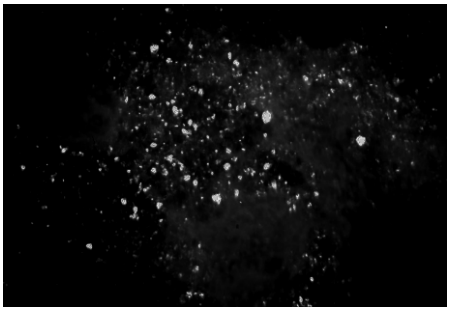
Исследовано влияние механико-термической обработки, включающей интенсивную пластическую деформацию в условиях сухого трения скольжения и последующий нагрев в воздушной среде (оксидирование) до температур 350-650°С (выдержка 1 час), на структуру и износостойкость никелида титана ($Ti_{49,4}Ni_{50,6}$), а также титана ВТ1-0. Показано, что деформация в условиях трения приводит к образованию в поверхностном слое (толщиной около 10 мкм) данных материалов нанокристаллической структуры. Нагрев и часовая выдержка при температурах 400-650°С в воздушной среде вызывает активное формирование в деформированном трением слое исследуемых материалов высокопрочных нанокристаллических частиц окисла TiO_2 (рутила), объемная доля которых составляет десятки процентов, а размер – 10-40 нм. Образование в поверхностном слое двухфазной нанокристаллической структуры матрица + рутил значительно повышает сопротивление изнашиванию анализируемых материалов при трении их в паре со сталью 40Х13. Это обусловлено повышенной прочностью рассматриваемой структуры, а также ее положительным влиянием в качестве переходного слоя на снижение уровня внутренних напряжений, существующих в зоне границы пленки TiO_2 с металлом.



а



б



б

Рис. Электронные микрофотографии структуры поверхностного слоя толщиной несколько мкм титана ВТ1-0:

а–в - деформирование трением + нагрев при 450°С, светлопольное (а) и темнопольное в рефлексе (110) окисла TiO_2 (в) изображения;

б - расшифровка электронной микродифракции.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура») при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 13-03-00056-а, а также проекта Президиума РАН 12-П-2-1030.

[1] Коршунов Л. Г., Пушин В. Г., Черненко Н. Л., Макаров В. В. Модифицирование поверхности никелида титана посредством фрикционной обработки и последующего нагрева в воздушной среде // ФММ. 2012, том 113, № 6. С. 664-672.

КОМБИНИРОВАННЫЕ ЛАЗЕРНО-МЕХАНО-ТЕРМИЧЕСКИЕ СПОСОБЫ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Макаров А.В.

ФГБУН ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
makarov@imach.uran.ru

В обзорном докладе рассмотрены металлофизические аспекты упрочнения, повышения теплостойкости и износостойкости металлических сплавов при использовании комбинированных способов, включающих лазерную закалку или наплавку с последующими деформационными и термическими обработками. Дополнительные механо-термические обработки обеспечивают дальнейшее существенное повышение эксплуатационных свойств изделий за счет создания в модифицированных лазером поверхностных слоях более благоприятного структурного и напряженного состояний, а также улучшения качества поверхности, оплавленной лазерным излучением. Так, лазерное упрочнение коленчатых валов тепловозов из высокопрочного чугуна приводит к кратному повышению износостойкости, однако сопровождается возникновением остаточных растягивающих напряжений на границах закаленных участков, что может существенно (до 2 раз) снижать усталостную прочность чугуна. Последующий отпуск при 300-550°С, уменьшающий пиковые напряжения растяжения, и обкатывание роликом, переводящее их в напряжения сжатия, повышают предел выносливости чугуна, обработанного излучением лазера. Эффективное дополнительное упрочнение, рост теплостойкости и трибологических свойств закаленных лазером армко-железа, углеродистых и низколегированных сталей достигается проведением фрикционной обработки скользящими инденторами, формирующей структуру деформационно состаренного нанокристаллического мартенсита. Важно подчеркнуть, что при проведении наноструктурирующей фрикционной обработки лазерная закалка позволяет в наибольшей степени реализовать положительное влияние на упрочнение процессов деформационного динамического старения мартенсита. Действительно, указанные процессы наиболее эффективно развиваются в неотпущенном мартенсите, который на практике в изделиях как раз и может быть получен современными поверхностными упрочняющими обработками (лазерной, электронно-лучевой, плазменной), часто не требующими проведения последующего отпуска. Комбинированная обработка закаленных низкоуглеродистых сталей, включающая лазерную закалку, наноструктурирующую фрикционную обработку и отпуск при температуре 450°С, может рассматриваться в качестве способа формирования в сталях «бимодальной» структуры, состоящей из высокопрочных областей с наноструктурой и участков из рекристаллизованных зерен феррита субмикронных (0,2-0,5 мкм) размеров с повышенной пластичностью. Фрикционная обработка хромоникелевых лазерных наплавок позволяет исключить дефекты механического шлифования, обеспечивая формирование качественной поверхности с улучшенными характеристиками прочности и износостойкости. Комбинированная обработка, включающая лазерную наплавку с оптимизированным высокотемпературным отжигом, позволяет создавать износостойкие покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости.

Работа выполнена при частичной поддержке программ фундаментальных исследований РАН (проекты № 12-Т-1-1010, № 12-П-1-1027) и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

АНАЛИТИЧЕСКАЯ АППРОКСИМАЦИЯ ЗАКОНОВ ДИСПЕРСИИ ФОНОНОВ ВДОЛЬ ОСЕЙ $<001>_\gamma$ ГЦК РЕШЕТКИ

Кащенко М.П., Латыпов И.Ф., Чащина В.Г.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
mpk46@mail.ru
Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия

В динамической теории мартенситных превращений (МП) формирование двойников превращения (ДП) связывается с согласованным распространением относительно длинноволновых (ℓ-волн) и коротковолновых (s-волн) смещений [1,2]. Установленное условие для образования регулярной тонкой структуры ДП требует знания законов дисперсии фононов $\varepsilon_{\mathbf{k}}$, по крайней мере, вдоль оси симметрии четвертого порядка $<001>_\gamma$ во всем диапазоне волновых векторов **k**, поскольку необходимо проводить сопоставление скоростей распространения ℓ- и s -волн для $\mathbf{k}_\ell$ и $\mathbf{k}_s$, отличающихся по порядку величины. Так как $k_s >> k_\ell$, то для ℓ-волн можно пренебречь дисперсией.

Рассматривались монотонно нарастающие зависимости энергий фононов $\varepsilon_{\mathbf{k}}$ вдоль направлений $<001>_\gamma$ для волновых чисел, меняющихся от нуля до максимального значения $2\pi/a$ (a –параметр решетки) в центральных точках X квадратных граней первой зоны Бриллюэна, в случае ГЦК решетки аустенита. В качестве аппроксимирующих функций сравнивались синусоида и аппроксимация параболического вида с вершиной в точке X и ветвями, направленными вниз. В безразмерных переменных $y=\varepsilon_{\mathbf{k}}/(\varepsilon_{\mathbf{k}})_{max}$ и $x=k/k_{max}$ указанные функции имеют вид:

$$y_1=\sin(x\pi/2), \qquad 1-y_2=(1-x)^p \text{ при } p>1. \qquad (1)$$

Выбор показателя степени p (допустимы и дробные значения) в (1) осуществляется на основе сравнения с экспериментальными данными. А именно: в длинноволновом пределе требуется совпадение значений скоростей волн со значениями скоростей звуковых волн. Напомним, в этом пределе для указанных направлений фазовые и групповые скорости совпадают. Из (1) для безразмерных скоростей $v=dy/dx$ находим:

$$v_1=dy_1/dx=(\pi/2)\cos(x\pi/2), \qquad v_2=dy_2/dx= p(1-x)^{p-1} . \qquad (2)$$

Из (2) при $x\to 0$ имеем $v_1(0)=\pi/2$, $v_2(0)=p$. Поскольку для синусоидальной аппроксимации значение $v_1(0)=\pi/2$ фиксировано, предпочтение при выборе аппроксимации отдавалось второму варианту. При переходе к размерным единицам имеем $v_2(0)= p\ (\varepsilon_{\mathbf{k}})_{max}/\hbar k_{max}$, где ħ – постоянная Планка. В коротковолновом пределе проверялось совпадение максимальных значений энергии $\varepsilon_{\mathbf{k}}$ для соответствующих фононов. Например, для Ni, используя данные для упругих модулей и соотношения (1) и (2), нетрудно получить значение $p\approx 1.733$, хорошо согласующееся и с результатами [3] для коротковолновой области спектра. Согласно данным о фононной дисперсии для сплава Fe-30Ni [4], кривые дисперсии сплава подобны кривым дисперсии для Ni и могут быть получены умножением на коэффициент 0.953 значений $\varepsilon_{\mathbf{k}}$ для Ni. Поэтому проведенный анализ применим и для указанного сплава, кристаллы мартенсита в котором обладают тонкой структурой ДП.

[1] Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.

[2] Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Dynamic Theory of γ–α Transformation in Iron-based Alloys. Solving the problem of the formatiom of twinned martensite crystals. Saarbrűcken, Germany: Lambert. Academic Publishing, 2012. 120 p.
[3] Исаев Э.И., Лихтенштейн А.И., Векилов Ю.Х., Смирнова Е.А. Фононные спектры $L1_2$ Ni3Al B2 NiAl: расчеты из первых принципов //ФТТ. 2003. Т. 46. № 7. С. 1158-1164.
[4] Hallman E. D., Brockhouse B. N. Crystal dynamics of nickel–iron and copper–zinc alloys//Canadian Journal of Physics, 1969, 47(10): 1117-1131, 10.1139/p69-140.

СПЕЦИАЛЬНЫЕ РАЗОРИЕНТАЦИИ И ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В ТЕХНИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Fe-3%Si

Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А., Беляевских А.С.

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

Текстурная наследственность в узком понимании – воспроизводство на некоторой (обычно завершающей) стадии обработки материала текстуры, которой он обладал до начала технологического процесса. В более широком понимании – достаточно строгая взаимосвязь текстур в материале на различных стадиях его обработки.

Характерный пример текстурной наследственности – воспроизводство кристаллографической текстуры (110)[001] (текстура Госса, ребровая текстура) в сверхтонкой электротехнической анизотропной стали (ЭАС, технический сплав *Fe-3%Si*), производимой по методу Литмана. В качестве заготовки используется тонкая (~ 0,30 мм) крупнозернистая ЭАС с достаточно острой ребровой текстурой. Материал подвергается прокатке со степенью деформации превышающей 70%, далее следует отжиг при температурах ~ 800-1000^{o}C для прохождения первичной рекристаллизации (ПР), по завершению которой вновь формируется четко выраженная текстура Госса.

Технический сплав *Fe-3%Si* интересен тем, что при прокатке его монокристаллов в них реализуются практически все известные моды пластической деформации: двойникование, скольжение, разные типы полос локализации деформации. При прокатке кристалла с ребровой ориентировкой при степенях деформации ~ $\varepsilon \leq 5\%$ возникают двойники двух систем типа {112}<111>. Дальнейшее повышение обжатия приводит к уменьшению угла наклона двойников к плоскости прокатки, а также к их заметной фрагментации. При больших степенях деформации оба типа двойников приобретают ориентировку близкую к (001)[110]. За счет скольжения с начала деформации происходит формирование системы деформационных полос, часть из которых, существенно утоняясь, образует переходные полосы. Основной объем материала при больших степенях деформации приобретает ориентировки близкие к {111}<112>. При сравнительно больших степенях деформации ($\varepsilon > 20\%$) в пределах деформационных полос также возникают полосы сдвига. Таким образом, в результате деформации формируется сложная мезоструктура, элементы которой существенно отличаются своими ориентировками.

При ПР возможно зарождение новых зерен внутри деформационных двойников или на их границах (также наблюдается разрастание отдельных фрагментов двойников без существенного изменения ориентировки), в переходных полосах и внутри или около полос сдвига. Возникновение однородной текстуры ПР при разнообразии происхождения новых

зерен, предполагает некоторую общность кристаллографических механизмов их формирования.

Исследования мезоструктуры деформации и рекристаллизации методами ориентационной микроскопии (EBSD) показывают, что области деформированного материала, как правило, находятся в специальных разориентациях, характеризующихся одной осью поворота <110> - $\sum 3^n$ (n=1, 2, 3), а также $\sum 11$, $\sum 19a$, $\sum 33a$ и др. Специальные разориентации, очевидно, возникают при деформационном двойниковании, но также фиксируются, как между деформационными полосами, так и между полосами сдвига и матрицей. Причем специальные разориентации, появившиеся на начальной стадии, сохраняются до больших степеней деформации. Зерна растущие при ПР имеют участки специальных границ тех же типов, что и специальные разориентации, сформированные при деформации. Это указывает на определяющую роль специальных разориентаций и границ в процессах текстурной наследственности.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ХРОМО-НИКЕЛЕВЫХ ЛАЗЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю.

ФГБУН ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
natashasoboleva@list.ru

Нанесение покрытий с помощью лазерной наплавки является современным эффективным способом упрочнения, повышения износостойкости и восстановления изношенных поверхностей деталей машин. В условиях абразивного изнашивания, коррозии и повышенных температур хорошие перспективы имеют износостойкие покрытия на хромо-никелевой основе. Целью работы явилось изучение особенностей формирования хромо-никелевых покрытий с повышенными уровнями износостойкости, прочности и теплостойкости методами газопорошковой лазерной наплавки и дополнительных термических и деформационных обработок.

Установлена возможность повышения прочностных и трибологических характеристик Cr-Ni покрытий за счет увеличения содержания углерода, хрома и бора в наплавляемом порошке. При добавлении в наплавляемый порошок марки ПГ-СР2 порошка карбида титана TiC в количестве 15 и 25 мас. % формируются композиционные покрытия NiCrBSi–TiC, обеспечивающие эффективное упрочнение и рост сопротивления изнашиванию закрепленным абразивом корундом соответственно в 2 и 4 раза вследствие ограничения крупными высокопрочными частицами TiC процессов микрорезания (вплоть до смены основного механизма изнашивания покрытий от микрорезания к царапанию).

Обнаружен эффект повышения твердости и износостойкости хромо-никелевых покрытий, полученных лазерной наплавкой, при высокотемпературном (1000-1075°С) отжиге, обусловленный формированием высокопрочного каркаса из крупных карбидных и боридных частиц. Разработан новый комбинированный способ получения износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высокой теплостойкостью, включающий газопорошковую лазерную наплавку с последующим оптимизированным отжигом при температурах 1000-1075°С (Решение от 10.04.2013 о выдаче патента РФ на изобретение «Способ получения теплостойкого покрытия» / Авторы: А.В.Макаров, Н.Н.Соболева, И.Ю.Малыгина, А.Л.Осинцева. Заявка №2012114841/02.). Способ обеспечивает сохранение повышенных уровней твердости и износостойкости покрытий

в условиях нагрева до 950°С. Показано, что фрикционная обработка покрытия ПГ-СР2 скользящим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при коэффициенте трения f=0,25 формирует сильно диспергированный поверхностный слой толщиной 5-7 мкм. При этом фрикционная обработка обеспечивает дополнительное эффективное упрочнение поверхности покрытия (от HV0,025=570 до HV0,025=855) при общей глубине упрочненного слоя 100 мкм, низкую шероховатость поверхности (Ra=60 нм) и благоприятные сжимающие остаточные напряжения (−400 МПа), а также рост сопротивления поверхности контактному механическому воздействию (на что указывают данные микроиндентирования) и износостойкости в условиях трения скольжения со смазкой (граничное трение), без смазки и при абразивном воздействии.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта №12-П-1-1027 по программе Президиума РАН №25 и проекта №12-Т-1-1010 по программе ОЭММПУ РАН № 13.

ПРИРОДА ФАЗОВОГО НАКЛЁПА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВОВ НА Fe-Ni ОСНОВЕ

Земцова Н.Д.

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

Механизм обратного α → γ превращения в сплавах и сталях на железо-никелевой основе при различных скоростях нагрева вплоть до недавнего времени во всех многочисленных работах рассматривался как единый процесс, без формирования промежуточных фаз. Регистрировалось формирование только γ-фазы, различающейся по морфологии в зависимости от места её образования в температурном интервале обратного α → γ превращения. Упрочнение сплавов при этом – фазовый наклёп – объясняли наследованием аустенитом повышенной плотности дислокаций от α-мартенсита.

Однако в процессе исследования механизма и кинетики обратного α → γ превращения в метастабильных сплавах на Fe-Ni основе обнаружено аномальное поведение физических характеристик в средней части температурного интервала обратного превращения. Это даёт основание предполагать формирование промежуточной фазы. Металлографически в этот период наблюдается появление крупных протяжённых слабо травящихся пластин новой фазы на фоне исходного α-мартенсита, наискось рассекающих мартенситный кристалл и часто располагающихся параллельно друг к другу или в виде ферм, что характерно для атермической кинетики образования. При этом магнитометрически регистрируется наибольшая скорость образования парамагнитной фазы. Однако в этот же период не наблюдается поглощения тепла и уменьшения длины образца, которые с необходимостью должны сопровождать α → γ превращение. Это несоответствие в поведении физических характеристик сплава побудило нас исследовать внутреннюю структуру протяжённых слабо-травящихся пластин. Электронно-микроскопическое исследование показало, что крупные протяжённые пластины являются (9R+3R)-фазой. Такие структуры образуются в процессе превращения мартенситного типа путём периодических сдвигов атомных плоскостей, что обуславливает образование новой фазы, характеризующейся гексагональной или ромбоэдрической симметрией кристаллической решётки. Анализ изменения физических характеристик сплава в процессе нагрева привёл к заключению, что крупные протяжённые пластины являются промежуточной фазой релаксационного

сдвигового происхождения экзотермической природы. Движущей силой их образования является запасённая энергия упругих напряжений в двухфазной матрице, сформировавшейся на начальной стадии обратного превращения: α-фаза + дисперсный «γ-мартенсит». Определяющим в выигрыше энергии является уменьшение внутренней энергии системы за счёт формирования фазы с изменённой симметрией кристаллической решётки.

Для сплава Н32 калориметрически и магнитометрически получено значение температуры начала обратного превращения $A_H \sim 300°C$. Переход сплава в полностью парамагнитное состояние при нагреве со скоростью 0,3°/мин осуществляется при 515°С. Исследование структуры, формирующейся при нагреве вплоть до 550°С, показало, что в структуре присутствуют дисперсные разориентированные зёрна исключительно со структурой 9R с прослойками 3R-фазы, отличающимися по толщине. При этом весь сплав полностью находится в парамагнитном состоянии. Такое состояние сплава ранее характеризовали как аустенитное.

Высокая плотность периодических и хаотических дефектов упаковки в структуре 9R-фазы является определяющим в механизме фазового наклёпа.

АТОМАРНЫЕ СТРУКТУРЫ С ПОЛОЖИТЕЛЬНЫМ И ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТАМИ ПУАССОНА

Титоров Д.Б.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
titorovdb@mail.ru

Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетики) представляют большой интерес в связи с тем, что при упругом растяжении поперечное сечение детали из такого материала, например, стержня не уменьшается, а увеличивается. При давлении на деталь из такого материала, ее размер в поперечном сечении не увеличивается, а сокращается. Пока попытки объяснения этого явления сводятся к сопоставлению со сложными механическими конструкциями, детали которых могут не стандартно смещаться относительно друг друга при их растяжении или сжатии [1]. С известными структурными процессами в конденсированных веществах и материалах, тем более на атомном уровне, связать такие схемы достаточно проблематично.

В 2012 году опубликована работа [2], в которой предложен гипотетический метаматериал, который при растяжении не удлиняется, а укорачивается. Механизм, обеспечивающий такое поведение объекта при растяжении, может быть связан по предположению авторов с разной силой связи частиц, составляющих метаматериал. При растяжении слабые связи рвутся. Но это создает возможность вступать в действие сильным связям, которые стягивают компоненты, составляющие объект. В [2] подробно рассмотрены термодинамические аспекты такого процесса, но как отмечают сами авторы, конкретного механизма реализации такой схемы они пока не знают.

Удивительно, что обсуждения структурного механизма упругой деформации на атомном уровне в литературе нет. Связано это, по-видимому, с тем, что такое рассмотрение предполагает учет направлений и величины смещений отдельных атомов с достаточной точностью, а у квантовой механики, в связи с главным ее принципом неопределенности, соответствующих такой задаче инструментов нет.

В докладе обозначенная тема рассматривается с использованием модели парного взаимного проникновения атомов [3, 4]. В конденсированное вещество атомы соединяются, сближаясь до парного взаимного проникновения (ПВП) оболочек

внешних электронов. Вместе с оболочками внешних электронов области ПВП составляют электронный каркас (ЭК) материала. Форма и свойства электронного каркаса соответствует атомарной структуре конденсированного вещества. По электронному каркасу внешние электроны могут перемещаться по всему пространству материала, оставаясь в оболочках внешних электронов атомов, но без столкновений с ядрами и областями внутренних электронов атомов. Тем самым электронный каркас обеспечивает электропроводимость и, вместе с ней, многие другие свойства конденсированного вещества, которые отличают материалы от свободных атомов.

Для анализа связи атомарных структур с проявлением ауксетических упругих свойств в докладе использована опробованная [5] методика объяснения традиционных сужения при растяжении, и уширения при сжатии, то есть положительного коэффициента Пуассона. Показаны механизмы проявления атомарными квадратными и гексагональными ячейками ауксетических свойств. Рассмотрены атомарные ячейки, укорачивающиеся при растяжении и удлиняющиеся в направлении сдавливания.

[1] Конёк Д.А., Войцеховски К.В., Плескачевский Ю.М., Шилько С.В. Механика композитных материалов и конструкций (Москва) 2004;**10**(1):35-69.
[2] Zachary G. Nicolaou & Adilson E. Nature Materials 2012;**11**(7):608-613.
[3] Титоров Д.Б. Материаловедение 2011;12:2-11.
[4] Titorov Dmitriy. JCCE 2012;**6**(9): 809-813.
[5] Dmitriy B. Titorov IRJES 2012;**1**(4):16-20.

ТРАНСФОРМАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МНОГОКРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ B2-B19’

Чуракова А.А.[1, 2], Гундеров Д.В.[1, 2]

[1]ФГБУН Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, РФ
[2]ФГБОУ УГАТУ, Уфа, РФ
churakovaa_a@mail.ru

Сплавы Ti-Ni выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) функциональными наибольшими характеристиками, повышенной прочностью, пластичностью и хорошим комплексом эксплуатационных свойств: значительной долговечностью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т.д. [1]. Перспективным направлением повышения служебных свойств сплавов TiNi является создание в них ультрамелкозернистого (УМЗ) и нанокристалического (НК) состояния методами интенсивной пластической деформации ИПД, в частности, путем равноканального углового прессования (РКУП) [2]. Метод РКУП позволяет получить большеразмерные заготовки сплавов TiNi с УМЗ структурой (размер зерна около 200 нм) и повышенными свойствами – прочностью и пределом текучести [2]. Другим способом, отличным от ИПД, позволяющим увеличить плотность дислокаций в сплавах TiNi является термоциклирование в области температур мартенситных превращений B2-B19’ (от -100° до + 100°C), что приводит к фазовому наклепу. Однако значительно измельчить структуру исходных крупнозернистых (КЗ) сплавов TiNi не удается. Представляется интересным применение термоциклирующей обработки (ТЦО) к УМЗ и НК сплавам TiNi. Ранее влияние термоциклирования на структуру и свойства полученных ИПД УМЗ и НК сплавов TiNi практически не исследовалось.

Исследования проводили на образцах сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (at.%), российского производства, подвергнутые гомогенизирующей закалке от 800ºС в воде. Согласно

полученным данным ПЭМ, в КЗ сплаве термоциклирование приводит к появлению скоплений дислокаций вблизи границ и тройных стыков. После РКУП в сплаве TiNi формируется УМЗ структура с размером зерен около 200 нм. В результате термоциклирования появляется сложный дифракционный контраст, свидетельствующий об увеличении плотности дислокаций. На границах зерен наблюдаются контуры экстинции, что косвенно говорит об увеличении плотности дислокаций в границах зерен. Дополнительная деформационная обработка после РКУП методом холодной осадки формирует сложную структуру с наличием металлографической текстуры в направлении деформации. Размер структурных элементов в поперечном сечении составляет примерно 50 нм. Термоциклическая обработка не приводит к значительным изменениям характера структуры, при этом в области границ заметно увеличение скопления дислокаций.

Можно утверждать, что применение ТЦО позволяет сформировать состояния с неравновесными границами зерен, содержащих дислокации. При этом дислокации формируются не в результате деформации, как в большинстве ранее исследованных случаев, а в результате «фазового наклепа».

[1] Valiev R.Z., Gunderov D.V., Pushin V.G. // J. Metastable and nanostructured mater. 2005. V. 24-25. P. 7-12.
[2] Sergueeva A.V., Song C., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. // Mater. Sci. Eng. A 2003. V. 339. P. 159-165.
[3] Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I. // Phys.Met.Metallography, 2002, V. 94, Suppl 1, pp. S54-S68.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ФРИКЦИОННЫМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Бараз В.Р.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина
Екатеринбург, Россия
vrbaraz@mail.ru

Пружинные сплавы обычно являются высокопрочными материалами, поскольку способность воспринимать и передавать значительные силовые нагрузки, исключая при этом возможность протекания даже малейшей остаточной деформации, – это одно из основных функциональных свойств упругих элементов. Такие изделия обычно эксплуатируются в условиях преобладающего воздействия крутящих и изгибающих нагрузок. При подобной схеме нагружения максимальные напряжения возникают на поверхности упругих элементов, что закономерно диктует необходимость применения таких высокопрочных материалов, которые характеризуются повышенным сопротивлением пластической деформации поверхностных участков. Вот почему очевидное внимание могут привлекать технологии, позволяющие целенаправленно обеспечивать поверхностное упрочнение пружинных материалов. Одним из способов поверхностного пластического деформирования является фрикционная обработка в условиях трения.

В этом отношении удобным объектом изучения могут быть длинномерные материалы с малой величиной поперечного сечения. Примером таких изделий можно считать ленточные заготовки для упругих элементов, которые получаются путем плющения проволочных (круглых) полуфабрикатов. В этом случае возможное

деформационное упрочнение, вносимое в результате трения ленты индентором, может распространяться на такую глубину, которая соизмерима с размером самого поперечного сечения. Тем самым эффект такого нагружения может быть наиболее полным. При этом самостоятельное значение применительно к ленточным материалам могут иметь свойства, которые оказываются наиболее важными именно для пружинных изделий – сопротивление малым пластическим деформациям, релаксационная устойчивость, сопротивление повторному нагружению (эффект Баушингера), повышенная твердость.

На примере пружинных сталей мартенситного и аустенитного классов изучены особенности формирования тонкой структуры после обработки трением, определены функциональные свойства, а также разработан метод поверхностной фрикционной обработки длинномерных ленточных изделий. Показано, что обработка трением приводит к формированию в поверхностном слое сильно фрагментированной структуры нанометрического масштаба. В аустенитных сталях с метастабильной γ-фазой активно реализуется полиморфное превращение с образованием мартенсита деформации.

Такая обработка способствует деформационному упрочнению, что выражается в повышении условного предела упругости $\sigma_{0,03}$ и микротвердости H_{50}, а также эффективно влияет на возрастании усталостной стойкости. Кроме того, наблюдается ослабление остроты текстуры деформации и снижение сопротивление стали повторному нагружению с обратным знаком (эффект Баушингера).

Создана установка для экспериментального исследования влияния технологических факторов на твердость ленточных образцов, основанную на деформировании в упругопластической области путем протягивания ленточной заготовки через закрепленные инденторы-валки. Методом планирования эксперимента проведен поиск оптимального режима фрикционного упрочнения в зависимости от давления в зоне контакта, радиуса инденторов и число проходов ленточной заготовки.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

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

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
delgadosvetlana@gmail.com
[2]МГТУ им. Баумана, Москва
plokhikh@bmstu.ru

Методами металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура многослойного металлического материала (МСМ), полученного по технологии горячей пакетной прокатки из композитной заготовки на основе листов нержавеющих сталей 08Х18 и 08Х18Н10.

Для проведения многопроходной прокатки был сформирован пакет, состоящий из 100 чередующихся между собой листов сталей 08Х18 и 08Х18Н10 (по 50 листов каждой) толщиной 0,5 мм. Перед прокаткой проводили мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакуумирование пакета, нагрев в печи до температуры 1000ºС и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки.

В результате реализации двух полных технологических циклов были получены листы толщиной 2 мм, обладающие разнотолщинной ламинарной структурой со средней толщиной слоя около 1-5 мкм и общим количеством слоев около 2000. Из них в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, были вырезаны образцы для исследования структуры и механических свойств.

Исследования методами оптической и электронной микроскопии показали, что структура всего образца имеет сложное строение – на фоне однородно травящейся матрицы видны островки светлой фазы, вытянутые параллельно плоскости прокатки.Определено, что межслойная диффузия никеля способствует выравниванию химического состава по сечению, однако при этом между слоями сохраняется химическая неоднородность и связанная с ней неоднородность структуры.Вследствие диффузии никеля, происходящей при высокой температуре прокатки, слои ферритной стали 08Х18 становятся более тонкими, прерываются, однако не исчезают полностью, сохраняясь в виде «островков» удлиненной формы. Сохранение ферритных слоев стало возможным благодаря крайне низкой диффузионной подвижности никеля в слоях ферритной стали.

Установлено, что структура, формирующаяся в результате многопроходной пакетной прокатки, является ультрамелкодисперсной и представляет собой смесь вытянутых вдоль направления прокатки слоев феррита и слоев пакетного мартенсита или бескарбидногобейнита, имеющего субзеренное строение.

Результаты исследования механических свойств горячекатаных образцов исследуемой композиции свидетельствуют о том, что в результате пакетной прокатки прочность и твердость полученного МСМ существенно выше, чем его отдельных составляющих.Характерным для данного типа конструкционных материалов является то, что после второго цикла незначительное повышение предела прочности, сопровождается падением относительного удлинения, ростом относительного сужения и одновременным ростом твердости, при этом исследуемый многослойный материал обладает значительным запасом ударной вязкости.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта Президиума РАН № 12-П-2-1030.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СПЛАВОВ И ПОКРЫТИЙ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА С ПРОЧНОСТЬЮ ПОВЕРХНОСТИ

Филиппов М.А., Коробов Ю.А., Жилин А.С., Легчило В.В., Невежин С.В., Верхорубов В.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
Filma1936@mail.ru

Материалы износостойкие в различных условиях механического изнашивания (абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.) должны обладать структурой, способной к максимальному упрочнению под влиянием контактного нагружения. Рабочая поверхность таких материалов отличается высокой эффективной, или эксплуатационной прочностью, препятствующей механическому внедрению контактирующего контртела или частиц и аномальным видам разрушения при адгезионном изнашивании. С другой стороны, ресурс работы при контактном

воздействии определяется кинетикой накопления и аннигиляции дефектов кристаллического строения, то есть адаптивной способностью материала к условиям нагружения. В качестве наиболее эффективных рассматриваются стали и чугуны, в которых сформирована структура метастабильного аустенита или аустенит определённого химического состава присутствует наряду с мартенситом, карбидами и др. фазами и структурными составляющими. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя и формирование сжимающих напряжений обеспечивают высокую стойкость материалов, в максимальной степени отвечающих принципам синергетического подхода к неравновесным системам.

Классическим примером метастабильной аустенитной стали (МАС) служит кавитационно-стойкая сталь 30Х10Г10. МАС типа 60Х4Г10Л обладают высокой стойкостью в условиях циклического контактно-ударного нагружения и ударно-абразивного изнашивания. Это обусловлено тем, что в среднеуглеродистых МАС уже на начальных этапах деформации интенсивно развивается $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$-превращение с созданием высокого уровня упрочнения. Высокоуглеродистые МАС – 120Г6ХЛ и 140Г5ХЛ – значительно превосходят сталь 110Г13Л по стойкости при абразивном изнашивании.

Принцип метастабильности аустенита в обеспечении контактной прочности имеет универсальный характер и применим не только к сталям, но к чугунам, наплавочным сплавам с карбидным (карбоборидным) упрочнением и напылённым покрытиям. В последних случаях речь идёт о получении определённого химического и фазового состава металлической основы или металлических фрагментов с преимущественно метастабильным хромистым аустенитом, содержащим 0,5-0,7 % С, что обеспечивается ускоренным охлаждением после наплавки или напыления, например, сплава типа 150Х8Т2Р. Износостойкость определяется не столько исходной твердостью поверхностного слоя, сколько уровнем его эффективной прочности, который достигается у данных материалов в процессе изнашивания.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИТАН - АЛЮМИНИД ТИТАНА (СВАРКА ВЗРЫВОМ, РЕАКЦИОННОЕ СПЕКАНИЕ)

Пацелов А.М.

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

Прочность сцепления различных по своей природе материалов является одной из значимых характеристик, в том числе, при создании биметаллических соединений и многослойных композиционных материалов. Особенности строения области, примыкающей к поверхности раздела разнородных материалов, являются источником информации о процессах, происходивших в результате применения конкретной технологии соединения.

Целью работы было провести сравнение структур, наблюдаемых на границе раздела, для слоистых композиционных материалов типа металл - интерметаллид, получаемых радикально различающимися технологиями - сварка взрывом и

реакционное спекание. Различие в температурах, давлениях и продолжительности воздействия для вышеупомянутых технологий приводит к отличию структур на границе раздела, приграничных областях, а следовательно к разнице в механических свойствах получаемых композитов. В работе использовались современные методы электронно-микроскопического анализа, рентгеновской дифрактометрии и измерения механических свойств.

В структуре поверхности раздела соединений титан - алюминид титана, полученных сваркой взрывом, были обнаружены такие неоднородности как зоны локального расплавления и выступы [1]. Их наблюдали независимо от того, является ли поверхность раздела волнообразной или плоской. Сделано предположение, что выступы возникают в результате бездиффузионного (из-за быстротечности сварки) выброса одного металла в другой. Геометрия выступов указывает на то, что они образованы металлом, обладающим в данной паре наибольшей твердостью (алюминидом).

При использовании реакционного спекания, напротив, диффузия играет значительную роль в формировании рельефа поверхности раздела металл - интерметаллид. Кажущаяся волнообразной, поверхность раздела титан - алюминид титана получаемая при спекании, имеет совершенно иную природу и особенности строения, нежели при сварке взрывом. Здесь она формируется в результате неравномерности продвижения фронта интерметаллической реакции в присутствии оксидных остатков, изначально содержащихся в поверхностных слоях исходных металлических фольг.

О разности в прочности слоистых композитов, получаемых столь разными по продолжительности, интенсивности воздействия технологиями, можно судить по прочности на срез плакирующего слоя. Например, для соединений титан - ортоалюминид титана, полученных сваркой взрывом, независимо от того, является ли поверхность раздела волнообразной или плоской, прочность на срез составляет около 350 МПа [2], тогда как для слоистых композитов титан - триалюминид титана, полученных реакционным спеканием, она редко превышает 100 МПа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проектов №13-2-014-УТ и №12-У-2-1011. Структурные исследования выполнены в Центре электронной микроскопии ИФМ УрО РАН.

[1] Гринберг Б.А., Елкина О.А., Пацелов А.М. и др. Сварка и диагностика. №2. 2013.
[2] Гринберг Б.А., Иванов М.А, Рыбин В.В. и др. ФММ. Т. 113. № 2. 2012.

ОБРАТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ ОТ ПРОЧНОСТИ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Ледер М.О., Волков А.В., Зайцев А.С., Петрень М.Г., Сухоросов Д.А., Волкова Н.П.

ОАО Корпорация ВСМПО-Ависма
sosnovsky@vsmpo.ru

Тип конструкции или узла задает определенное напряженное состояние, которое должен выдержать материал, представляемое в общем виде в виде тензора напряжений и деформаций. Однако в практике тестирования материалов используется достаточно ограниченный набор испытаний, по результатам которых удается определить только одну или несколько компонент тензора максимальных напряжений материала.

Самые распространенные из них: одноосное растяжение, сжатие, существенно менее распространены испытание на кручение, двойной срез, изгиб, двухосоное растяжение и сжатие, практически экзотику представляют различные сочетания данных нагружений.
В практике инженерной оценки прочности за базовые характеристики принимаются результаты испытания на одноосное растяжение, а оценку остальных характеристик (компонент тензора) учитывают с помощью коэффициентов, в большинстве случаев линейных. По эти коэффициенты во многих случаях не определяются для конкретного материала, а обобщаются для целой группы материалов или принимаются от других материалов. Однако, фактические соотношения между максимальными напряжениями компонент тензора оказываются гораздо сложнее.
В работе рассмотрены взаимное поведение характеристик испытания на срез $\tau_{среза}$ и одноосное растяжение $\sigma_в$ для некоторых классов титановых сплавов. Показано, что соотношение $\tau_{среза}/ \sigma_в = 0,6 \div 0,67$ близкое к теоретическому 0,58, которое остается постоянным во всем диапазоне $\sigma_в$ обуславливая рост $\tau_{среза}$ с ростом $\sigma_в$ наблюдается не для всех сплавов.
Показано, что в высокопрочных титановых сплавах наблюдается падение $\tau_{среза}/ \sigma_в$ с увеличением прочности обуславливая перегиб на кривой зависимости $\tau_{среза}/ \sigma_в$. Т.е. с увеличением прочности $\sigma_в$ более некоторого порогового значения наблюдается уменьшение $\tau_{среза}$. Показано, что изменение алюминиевого эквивалента сплава не меняет тенденций поведения $\tau_{среза}/ \sigma_в$.
Установлено, что на сплаве VST55531 уровень $\tau_{среза}$ зависит не только от уровня прочности, но и от параметров дисперсности распада β-фазы.
Сделано предположение, что данное поведение $\tau_{среза}$ от $\sigma_в$ связано с дисперсностью выделений α-фазы.

[1] Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы: состав, структура, свойства. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009, 520.
[2] Metals Handbook, ASM Intrernational, Titanium data sheet.
[3] Y.Cosaka, S.P. Fox, K. Faller, S.H. Reichman. Properties and processing of Timetal LCB. Journal of Materials Engineering and Perfomance, vol. 14(6), December, 2005, 792-789.
[4] V.V. Tetyukhin, I.V. Levin, A.S. Zaitsev, M.O. Leder. High Strength Titanium Alloy VST3553 for Aerospace Fastener Application. AEROMAT 2012. June, 2012 Charlotte, NC USA
[5] V.V. Tetyukhin, I.V. Levin, M.O. Leder, A.V. Volkov High-Strength Aircraft-Grade Titanium Alloys. AEROMAT 2013, April, Bellevue, Washington USA
[6] M.O. Leder, VST5553 Alloy By Psc Vsmpo-Avisma Korporation: Advantages, Mechanical Properties, Semi Finished Products, Operations. Titanium Europe 2013, March, 2013, Hamburg, Germany.

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ СПЛАВА NiTi

Брагов А.М.[2], Данилов А.Н.[1], Константинов А.Ю.[2], Ломунов А.К.[2], Разов А.И.[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
[2]Нижегородский госуниверситет им. Н.И.Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

В работе представлены результаты изучения механического поведения двойного сплава NiTi с квазиравновесным фазовым составом при высокоскоростном растяжении в диапазоне температур 20–300^{o}C. Квазиравновесное состояние фазового состава образцов достигалось отжигом при 500^{o}C 1 час и последующим охлаждением с печью. Такая термообработка создавала уникальное сочетание температур мартенситных превращений (M_f = 32^{o}C, M_s = 74^{o}C, A_s = 74^{o}C, A_f = 98^{o}C), при котором прямое и обратное мартенситные превращения начинались при одинаковой температуре, а сами превращения имели последовательность B2↔R↔B19′, которая определяла фазовый состав исходных образцов, включавший R- и B19′-мартенсит, а также фазу Ni_4Ti_3. Растяжение до деформаций 10-20% со скоростью 10^3 сек$^{-1}$ проводили с использованием метода Кольского для разрезных стержней Гопкинсона.

Установлено, что высокоскоростное нагружение не приводило к изменениям известных структурных механизмов деформации, свойственных поликристаллическим сплавам NiTi при квазистатическом растяжении. Прежде всего, это относится к характерному для растяжения этих материалов зарождению и росту зон локализованной деформации, сопровождаемому характерным пиком и плато напряжения на второй стадии деформирования. Особенностью проявления этого механизма деформации при высокоскоростном растяжении являлась заметная высота пика, ассоциируемая с зарождением зон локализованной деформации, и отсутствие четко выраженного плато, соответствующего росту и слиянию этих зон. При высокоскоростном растяжении в мартенситном состоянии, характеризовавшемся присутствием двух типов мартенсита, высота пика росла, а в аустенитном – уменьшалась с ростом температуры испытаний. При этом, как и в случае квазистатического растяжения, с ростом температуры высокоскоростного растяжения наблюдался рост напряжений зарождения зон локализованной деформации.

Показано, что отсутствие горизонтального плато напряжений на диаграммах высокоскоростного растяжения обусловлено как множественным зарождением зон локализованной деформации, так и дополнительным нагревом образцов при динамическом растяжении. При этом процессы раздвойникования и переориентации мартенсита или инициированное напряжением превращение аустенита в мартенсит, которые обеспечивают рост и слияние зон локализованной деформации, имеют место и при высокоскоростном растяжении, а высота пика зарождения локализованной деформации контролируется напряжениями, при которых начинают действовать соответствующие механизмы.

Приведены результаты рентгенографического изучения структурно-фазовых изменений в образцах после высокоскоростного растяжения при разных температурах, подтверждающие, что в мартенситном состоянии зарождение и развитие зон локализованной деформации связано с переходом R→B19′, с процессами раздвойникования и переориентации B19′-мартенсита, а в аустените – с превращением аустенита в мартенсит под напряжением.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – грант № 13-01-00050.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Азизов Т.Н.[1], Сидохин Ф.А.[2], Сидохин Е.Ф.[2]

[1]ЗАО «ММП им. В.В. Чернышева». Москва, Россия.
[2]ООО «КБ Рентгеновские приборы», С-Петербург, Россия

Термическая усталость (ТУ) представляет собой растянутое во времени разрушение самых разнообразных промышленных изделий. В числе их лопатки авиационных и наземных ГТД. Во многих случаях разрушение лопаток в эксплуатации диагностируют, как термическую усталость, называя наблюдаемые трещины трещинами термической усталости, хотя лопатки подвергаются во время работы сложному термомеханическому воздействию. Согласно существующим определениям термическая усталость это - «неизотермическое малоцикловое разрушение, обусловленное стеснением температурной деформации различных участков материала или детали». В чистом виде проявления ТУ встречаются редко. Считается, что разрушению лопаток присущи атрибуты термической усталости, а именно: стеснение свободной термической деформации в ходе многократно повторяющихся теплосмен, хотя степень и формы участия ТУ в их разрушении не определены.

Тем не менее, сопротивление ТУ жаропрочных сплавов (ЖНС) для лопаток турбин контролируют, имитируя процесс ТУ в термоциклических испытаниях (ТЦ) с варьированием упругопластической деформации $\Delta\varepsilon$ в цикле, т.е. непременно подвергая образец пластической деформации. В отечественных исследованиях ныне применяют два ТЦ метода, в которых величина задаваемой пластической деформации составляет ~1% и более. В тоже время прямые экспериментальные доказательства такой деформации, безусловно связанной только с указанными признаками ТУ, не встречаются для лопаток турбин. Одновременно следует отметить, что долговечность (число циклов до разрушения), наблюдаемая в испытаниях этими двумя методами у ЖНС, существенно отличается и явно зависит от геометрии применяемых образцов. Поэтому исследования сопротивления материала ТУ без привязки к форме лопатки не способствуют получению полезных результатов для повышения их ресурса.

В тоже время приходится иметь в виду, что в ТУ деформация в цикле, будь-то упругая или пластическая, **совершается в ходе и благодаря изменению температуры** при наличии стеснения. Это важная особенность для ТУ лопаток, т.к. это означает, что их деформация протекает и после выключения двигателя, когда прочие факторы силового воздействия снимаются или становятся пренебрежимо малыми. Исследования ТУ жаропрочных сплавов для турбинных лопаток необходимы, но адекватными методами.

Представлен анализ опубликованных данных о ТЦ испытаниях монокристаллов ЖНС. Выявлены особенности, даны объяснения и сформулирована модель развития деформации в цикле в условиях ТЦ испытаний по режимам, присущим работе лопаток.

На основании модели даны объяснения влиянию выдержки при максимальной температуре цикла и влиянию резкого падения предела текучести ЖНС, наблюдаемого для температур испытаний выше 900^{o}C, на снижение долговечности. Анализ показал, что образцы корсетной формы перспективны для исследования ТУ, поскольку позволяют путем изменения геометрии и режимов испытаний моделировать развитие процесса, протекающего в турбинных лопатках в условиях эксплуатации.

ОСОБЕННОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ТРЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ С ОРИЕНТАЦИЕЙ [110] И [111]

Чумаевский А.В.[1], Тарасов С.Ю.[2], Лычагин Д.В.[1]

[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В работе выявлены закономерности фрагментации поверхностного слоя монокристаллов меди с ориентацией оси сжатия [110] и [$\bar{1}$11], и различной ориентацией оси трения. Испытания на трение проводили по схеме диск-палец, реализованной с помощью трибометра «TRIBOtechnic». Скорость скольжения составляла 50 мм/с при величине нормальной нагрузки Pn=12 Н. Общая длина пути трения для каждого образца составляла 200 м.Полученные данные показывают, что поверхностный слой монокристаллов при трении разбивается на слои, располагающиеся по мере удаления от зоны трения в следующем порядке:

1. Фрагментированный слой с микрокристаллической структурой;
2. Слои с переориентированной кристаллической решеткой;
3. Область плавных разориентировок;
4. Зона пластической деформации без разориентировок;
5. Недеформированная часть монокристалла.

Следует отметить, что в поверхностных слоях металлов при трении формируются слои с наноразмернойзеренно-субзеренной структурой [1]. Применяемый метод не позволяет изучать особенности таких слоев и в работе они не рассмотрены, а исследованы закономерности фрагментации в монокристаллах, начиная с глубины 1-2 мкм от поверхности.

В слоях с переориентированной кристаллической решеткой изменение ориентации происходит преимущественно поворотом вокруг оси, перпендикулярной направлению трения и лежащей в плоскости контакта. Такое положение отражено в работах [2,3].Наибольшая глубина практически всех из указанных слоев обнаружена в [110]-монокристаллов. Такое положение связано с тем, что плоскость контакта в [$\bar{1}$11]-монокристаллов является плоскостью сдвига, что облегчает формирование частиц износа и снижает степень подповерхностной деформации [4].

В результате проведенных испытаний выявлено, что кристаллографическая ориентация монокристаллов меди при испытаниях на трение влияет на характер пластического течения и фрагментации поверхностных слоев.

[1] Tarasov S. Yu., Kolubaev A.V. Formation of surface layer with nanosize grain-subgrain structure due to friction of a copper – tool steel pair. // Metal science and Heat Treatment. V. 52, № 3, 2010. – p. 183-188.
[2] Панин В.Е. Витязь П.А. Физическая мезомеханика разрушения и износа на поверхностях трения твердых тел. // Физ. мезомех. – Т.5. - №1. – 2002 – с. 5-13.
[3] Ригни Д.А. Физические аспекты трения и изнашивания // Трибология, исследования и приложения: опыт США и стран СНГ. - М.: Машиностроение, 1993. - С. 52-66.
[4] Tarasov S. Yu., Lychagin D.V., Chumaevskii A.V. Orientation dependence of subsurface defor-mation in dry sliding wear of Cu single crystals. // Applied surface science. – V. 274. – 2013. – p. 22-26.

ПУТИ РЕШЕНИЯ ПРОБЛЕМЫ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Рогуль Т.Г.

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

В соответствии с известными и собственными результатами исследований основными факторами упрочнения металлических многокомпонентных (5-10 элементов) высокоэнтропийных (S=13-19 Дж·моль$^{-1}$К$^{-1}$) сплавов (ВЭСы), благодаря особенностям их строения, являются следующие. Во-первых, композиционный эффект разнородных атомов в простых кристаллических решетках твердых растворов замещения ВЭСов (ОЦК, ГЦК, ГПУ). Во-вторых, структурный фактор в виде объемного нанокристаллического состояния. В-третьих, упрочнение «собственными» многокомпонентными интерметаллидами. Каждый из этих факторов обладает потенциальными возможностями варьирования их характеристик с целью создания ВЭСов с определенным сочетанием физико-механических свойств. Связано это с тем, что все они определяются термодинамическими свойствами как отдельных металлов, так и их совокупности при взаимодействии в составе ВЭСа. Это – электронная концентрация, атомный радиус, параметр кристаллической решетки, температура плавления, диффузионная подвижность, энтальпия смешения. Вполне определенное сочетание значений этих величин металлов определяет характеристики конкретного ВЭСа, которые формируют его свойства. В частности, фазовый состав, тип и параметр кристаллической решетки, температуры ликвидуса и солидуса, модули упругости, наконец, устойчивость фазового и структурного состояния при термической и термомеханической обработке.

Так, термодинамически обусловленное расположение разнородных атомов в кристаллической решетке приводит к ее сильному искажению, что обеспечивает значительное упрочнение сплава и термическую стабильность его свойств – механических, физических, химических, и, что очень важно, замедленную диффузию атомов элементов, а также их замедленное кооперативное перемещение. Использование тугоплавких металлов, таких как Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, является, как показали известные и собственные результаты, одним из перспективных направлений создания высокопрочных ВЭСов.

Большие резервы повышения прочности ВЭСов заложены в совершенствовании структурного фактора – нанокристаллического состояния и измельчения дендритной структуры в процессе скоростного охлаждения сплава из жидкого состояния, а также последующей термомеханической обработки.

Важным фактором является упрочнение ВЭСов многокомпонентными интерметаллидными фазами, которые образуются непосредственно в процессе охлаждения сплавов определенных составов, например, фаза Лавеса c14 (типа $MgZn_2$, AlCrTi), σ-фаза (типа VFe, CrFe, MoFe), μ-фаза (типа Fe_3Mo_2, Fe_7W_6) и др.

Важнейшим направлением в решении проблемы создания высокопрочных ВЭСов является выявление закономерностей, особенностей и механизмов протекающих в них процессов, установленных экспериментально и обоснованных аналитически с использованием разработанных модельных представлений. Это позволит с помощью расчетных данных, основанных на термодинамических характеристиках металлов и их совокупности эффективно прогнозировать фазовые составы ВЭСов, структурное состояние и значения механических характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта Ф53/198-2013.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni- Mn-In

Калетина Ю.В., Счастливцев В.М., Герасимов Е.Г., Фокина Е.А., Терентьев П.Б.

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

Успехи в изучении термоупругих мартенситных превращений в ферромагнитных сплавах Гейслера Ni_2MnGa стимулировали интенсивные исследования новых семейств сплавов Гейслера с магнитным и структурным упорядочением, не содержащих галлий. Эти сплавы, близкие к стехиометрии, имеют кубическую кристаллическую структуру типа $L2_1$ во всем температурном интервале. При изменении температуры в них наблюдается только магнитный фазовый переход из ферромагнитного в парамагнитное состояние.

Однако при отклонении от стехиометрии в ферромагнетиках Ni-Mn-In с изменением температуры или концентрации наблюдается сложная последовательность фазовых переходов, которая включает в себя не только магнитные, но и структурные (мартенситные) фазовые переходы. В настоящей работе было исследовано влияние химического состава модельных сплавов на основе системы Ni-Mn-In на мартенситные превращения и магнитные переходы при изменении температуры. В сплавах варьировали содержание никеля и марганца при неизменном содержании индия.

После выплавки исследуемые сплавы подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. Магнитные измерения проведены в диапазоне температур 78-350 К в импульсных магнитных полях напряженностью до 350 кЭ и длительностью импульса ~ 8 мсек.

С изменением соотношения никеля и марганца от 1,12 до 1,02 в сплавах электронная концентрация снижается. Показано, что с уменьшением электронной концентрации в сплавах на основе Ni-Mn-In температуры прямого и обратного мартенситного превращения понижаются. Определены температуры мартенситных и магнитных превращений.

Установлено, что в сплавах Ni-Mn-In наблюдается необычная последовательность фазовых переходов при изменении температуры. Показано, что ферромагнитное превращение в исследованной системе сплавов происходит как в высокотемпературной аустенитной фазе, так и низкотемпературной мартенситной фазе.

Обнаружено, что во всех сплавах наблюдается индуцируемое магнитным полем мартенситное превращение. Показано, что в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ температуры мартенситного превращения и магнитного перехода практически совпадают и близки к комнатной.

Таким образом, получены новые экспериментальные данные на ферромагнитных сплавах Гейслера, которые могут быть полезны для применения в качестве функциональных материалов в современной технике и энергосберегающих системах.

Работа выполнена по теме «Структура», а также при частичной поддержке проекта РФФИ 12-03-00050-а и проекта Президиума УрО РАН 12-У-2-1022.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СОВРЕМЕННЫХ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ МЕТОДОВ В ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

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

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
d.merson@tltsu.ru

В физике прочности и пластичности к числу важнейших относится задача получения в реальном времени как можно более полных и достоверных данных о поведении материалов под воздействием различных полей. Для решения этой задачи разработаны разнообразные методы, оборудование и методики, однако наилучшие результаты можно получить только при условии правильного сочетания нескольких различных методов. Настоящий доклад призван продемонстрировать несколько примеров эффективного использования таких сочетаний в лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» Тольяттинского государственного университета.

1. Испытательная машина Kammrath & Weiss GmbH (Германия) с максимальной нагрузкой 10кН, спроектированная специально для проведения испытаний на растяжение/сжатие/изгиб внутри колонны электронного микроскопа Zeiss Sigma (Германия), осуществляет симметричную подачу нагрузки двумя подвижными траверсами, благодаря чему центральная точка образца остается неподвижной. Установка, включающая испытательную машину Kammrath & Weiss, высокоскоростную цифровую видеокамеру Photron FASTCAM SA3 120K-M2 (Япония) с оптической системой Navitar Zoom 6000 (США), позволяет вести высокоскоростную (до 120000 кадров в секунду) съемку испытаний образцов с разрешением до 2 мкм/пиксель, а обработка полученных видеоданных с помощью системы цифровой корреляции изображения (DIC) позволяет определять поле смещений и скорость объектов.

2. С помощью новой стратегии анализа непрерывно-регистрируемого сигнала акустической эмиссии (АЭ) и разработанных методов кластерного анализа можно выявлять тонкие особенности АЭ, позволяющие распознавать различные моды пластической деформации: скольжение, двойникование, образование дефектов упаковки и мартенситное превращение. Особенно перспективно применение метода АЭ в процессе скрайбирования образцов исследуемого материала с малыми нагрузками. Например, при скрайбировании чистой меди путем анализа непрерывной регистрации сигнала АЭ возможно распознавать зерна с различной кристаллографической ориентировкой.

3. Появившийся сравнительно недавно новый класс приборов – конфокальных лазерных сканирующих микроскопов (КЛСМ) – обладает высокой глубиной резкости, не требует металлического контакта и создания вакуума при исследовании объекта, т.к. является разновидностью оптического микроскопа и позволяет наблюдать объект в 3D-формате. Одним из перспективных направлений применения данного вида микроскопии является количественная 3D-фрактография. КЛСМ позволяет с высокой точностью воссоздать топографию поверхности разрушения различных материалов (в том числе неметаллических), а современный уровень компьютерной техники и программного обеспечения дает возможность проводить количественный анализ получаемых данных.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки по гранту 11.G34.31.0031 и НИР №7.1925.2011.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОДВЕРГНУТЫХ КАРБОНИТРАЦИИ

Приймак Е.Ю.[1], Степанчукова А.В.[1], Яковлева И.Л.[2], Терещенко Н.А.[2]

[1]ОАО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия
e.prijmak@zbo.ru
[2]Институт физики металлов УрОРАН, Екатеринбург, Россия
labmet@imp.uran.ru

На предприятии ОАО «Завод бурового оборудования» (г. Оренбург) для повышения износостойкости замковых соединений бурильных труб широкое распространение получил метод карбонитрации, разработанный в МГТУ им. Н.Э. Баумана под руководством профессора Прокошкина Д.А. Данный процесс заключается в насыщении поверхности деталей азотом и углеродом в синтезированном расплаве солей дициандиамида калия (KCNO) и поташа (K_2CO_3) при температуре 540.. .580 °С [3].

Эффективность процесса карбонитрации оценивают в основном по износостойкости получаемой поверхности, которая в свою очередь определяется величиной и твердостью карбонитридного слоя и диффузионной зоны. Однако, как показывает практика, процесс карбонитрации, сопровождающийся объемным нагревом стали в интервале 540-580 ºС оказывает влияние и на механические свойства стали.

Исследование влияния процесса карбонитрации проводилась на образцах из сталей 40Г2 и 38ХМА, предварительно подвергнутых термическому улучшению по режиму закалки 850 ºС в воду и отпуска при 560 ºС на воздухе.

После карбонитрации на поверхности сталей образовался упрочненный слой, состоящий из двух зон. Верхняя зона толщиной до 8 мкм представляет собой карбонитрид типа $Fe_3(N,C)$. Под карбонитридным слоем располагается диффузионная зона (гетерофазный слой), состоящая из твердого раствора углерода и азота в железе с включениями карбонитридных фаз, твердость которой значительно выше твердости сердцевины и плавно снижается от поверхности к основе.

Установлено что для стали 40Г2 на поверхности формируется сплошной и ровный слой карбонитрации, а на трубах стали 38ХМА толщина карбонитридного слоя несколько меньше.

Исследование изменения механических свойств показало, что для стали 40Г2 процесс карбонитрации сопровождается некоторым охрупчиваем стали. Ударная вязкость падает от значений 150-160 Дж/см^2 до 100-120 Дж/см^2 за 20 минут процесса с образованием участков хрупкого разрушения.

У стали 38ХМА падение ударной вязкости выражено слабее, при этом прочностные характеристики после карбонитрации в течение 20 минут возрастают порядка на 10 %.

Исходя из вышеиложенного, при применении процесса карбонитрации необходимо учитывать не только формирование на поверхности величину слоя, но и изменение механических свойств, что оказывает непосредственное влияние на эксплуатационную надежность деталей и конструкции в целом.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И НАНОПОРИСТОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ

Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Амосова О.В., Нарыкова М.В.

ФГБУН Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучено влияние отжига, отжига в поле механических сил и гидростатического давления на модуль упругости (E), прочность на разрыв (σ), а также на врожденную нанопористость (размеры пор 10-100 нм) аморфных сплавов $Co_{59}Fe_5Si_{11}Ni_{10}B_{15}$; $Fe_{61}Co_{20}Si_{15}B_{14}$; $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$, полученных при сверхбыстрой закалке в виде лент толщиной 20-40 мкм.

Аморфные ленты отжигались при 240°C в течении 5,5 ч в свободном состоянии, или под растягивающей нагрузкой, составляющей 0,8 от разрывной при 240°C. Аморфное состояние сплавов после отжига с нагрузкой или без неё контролировалось дифракцией рентгеновских лучей в больших углах. Часть сплавов обрабатывалась гидростатическим давлением 10 кбар в течение 10 минут.

Контроль нанопористости и её изменение при термомеханических обработках осуществлялся методом малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности; методика измерений рассмотрено в [1,2].

Прочность определялась при растяжении образцов с постоянной скоростью нагружения 25 МПа·сек$^{-1}$ при 18°C. Измерение E проводилось электростатическим методом на изгибных колебаниях на специальной установке [3].

В результате проведенных исследований установлено, что для всех изученных сплавов отжиг ведет к увеличению E и σ; этот эффект возрастал при отжиге под нагрузкой. К примеру, для одного из сплавов, значения E и σ в исходном состоянии, после отжига, и после отжига под нагрузкой составили соответственно 96, 111, 120 ГПа (E) и 1460, 1650, 1780 МПа (σ). В отличии от отжига, наложение гидростатического давления привело к небольшому снижению E; а эффект роста прочности был менее существенным, чем после отжига. Соответствующие значения E и σ для приведенного выше сплава составили после обработки давлением 93 ГПа и 1540 МПа.

Проведенный анализ позволил сделать вывод, что особенности влияния отжига и давления на E и σ обусловлены различным механизмом залечивания нанопор при отжиге (вязкое течение) и давлении (локализованный сдвиг). В силу этого, в частности, изменение формы пор под действием отжига и давления существенно отличается, что и сказывается, очевидно, на свойствах аморфных сплавов. Микроскопические исследования и их теоретический анализ с позиций нелинейной теории упругости позволили выявить указанные выше особенности влияния давления на форму пор [4].

Обсуждается механизм влияния нанопористости на физико-механические свойства аморфных сплавов.

[1] В.И. Бетехтин, А.М. Глезер, А.Г. Кадомцев ФТТ т.40, №1, 85 (1998)
[2] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова Изв. РАН, сер. Физ.т.67, №6, 812 (2003)
[3] Ю.А. Буренков, С.П. Никаноров, А.В. Степанов Изв. АН СССР, сер.физ. т.35, №3, 525 (1971)
[4] В.И. Бетехтин, С.Ю. Веселков, Ю.М. Даль, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова ФТТ, т.45, №4, 42 (2003).

КОМПЛЕКСНЫЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ЭКОНОМНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ

Голосиенко С.А., Владимиров А.Д.

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

Для обеспечения высоких показателей прочности и хладостойкости низкоуглеродистых высокопрочных сталей с экономным легированием широко применяется технология закалки с прокатного нагрева [1]. Однако, при использовании такой технологии достижение требуемого уровня хладостойкости при температуре ниже -20^{o}C в толстолистовом прокате зачастую представляется весьма трудной задачей [2].

В работе исследовалось влияние режимов горячей пластической деформации и отпуска на структуру, механические свойства и хладостойкость листового проката. Выполненные исследования позволили рекомендовать режимы прокатки и термической обработки, способствующие формированию фрагментированной мартенситно-бейнитной структуры с дисперсной карбидной фазой глобулярной морфологии, что, в свою очередь, гарантирует обеспечение высоких показателей прочности, вязкости и хладостойкости.

[1] Хлусова Е.И., Мотовилина Г.Д., Голосиенко С.А. Возможности повышения прочностных характеристик экономнолегированных высокопрочных сталей за счет образования наноразмерных карбидов.// Вопросы материаловедения, №4 (64), 2010, с.27-32.

[2] В.М.Счастливцев, Т.И.Табатчикова, К.А. Ватутин, А.А.Круглова, Е.И.Хлусова, Голосиенко С.А. и др. Влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства судостроительной стали типа 09ХН2МД.// Вопросы материаловедения, 2008, №1(53), с. 19-32.

ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ С РЕШЁТКАМИ ОЦК И ГЦК В ПРОЦЕССЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Мотовилина Г.Д., Фомина О.В.

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

Одним из требований, предъявляемых при разработке новых сложных технических объектов, является повышение их надежности, обеспечение высокой работоспособности и эксплуатационного ресурса. В зависимости от комплекса требуемых служебных характеристик для изготовления изделий и конструкций в качестве конструкционного материала требуются стали различного класса. Из-за различного кристаллографического строения характер упрочнения материалов с ОЦК и ГЦК решеткой существенно отличаются [1 - 4].

Цель работы состояла в определении особенностей упрочнения сталей марок 10ХН3МД (с ОЦК-решеткой) и 04Х20Н6Г11М2АФБ (с ГЦК-решеткой) в процессе квазитатического и динамического нагружения.

Анализ результатов испытаний образцов в исходном состоянии, а также образцов, вырезанных из крупногабаритных проб после динамического нагружения с минимальным и максимальным формоизменением, показали, что предварительное динамическое нагружение в зависимости от вида решётки по-разному влияет на уровень напряжения, соответствующие началу локализованной деформации и величину истинной деформации перед разрушением. При одинаковых значениях истинной деформации стали с ГЦК решеткой обладают более высоким запасом прочности.

Выполненные структурные исследования позволяют заключить, что динамическое нагружение в стали с ГЦК решеткой приводит при последующем одноосном растяжении к появлению двойников деформации на более ранних стадиях пластического течения и образованию критических структур начала локализации пластической деформации, при меньших степенях деформации. В стали с ОЦК решеткой при динамическом нагружении формируется неравномерной структуры, в которой наряду с крупными областями, не изменившими исходную морфологию, встречаются структурные образования, приближающиеся по своему строению к фрагментированной структуре.

Устойчивость структуры сталей с ОЦК, и ГЦК решетками к динамической деформации может быть обеспечена мерами технологического характера при выплавке, прокатке, термической обработке листового проката, обеспечивающими повышение металлургического качества стали.

[1] П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов Физические основы пластической деформации, М:Металлургия, 1982, 584 с.

[2] Батьков Ю.В., Глушак Б.Л., Новиков С.А. Сопротивление материалов пластической деформации при высокоскоростном деформировании в ударных волнах. (Обзор). М., ЦНИИатоминформ, 1990, 97 с.

[3] Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов./под ред. Мейерса М.А., Мурра Л.Е.: Перевод с англ.М.: Металлургия, 1984. 512 с.

[4] Рыбин В.В. Физическая модель явления потери механической устойчивости и образования шейки. ФММ, 1977, т.44, вып.3, с.623-628.

УСТАНОВЛЕНИЕ КРИТЕРИЕВ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Пояркова Е.В.[1], Кузеев И.Р.[2]

[1]Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
[2]Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия
liniklika@mail.ru

Как известно, предельное состояние конструкции – понятие многофакторное, отражающее поведение материала под нагрузкой, включающее представления о его предельных нагрузке, деформации, энергоемкости с разной морфологией структуры.

Исследовались сварные образцы из конструкционных сталей классов прочности К56 (сталь 09Г2ФБ) и К52 (сталь 17Г1СУ), подвергнутые процессам циклического деформирования. При малоцикловых испытаниях были фиксированы значения нагрузки и получены диаграммы растяжения металла сварного соединения для каждой характерной его зоны в исходном состоянии и для разных уровней накопленных

повреждений. Предположено, что из двух марок стали, входящих в состав сварного элемента, опасное предельное состояние может быть достигнуто только в той зоне, где в исходном состоянии были замечены максимальные значения модуля продольной упругости. Величина полной относительной продольной деформации изменяется интенсивно лишь в зоне металла шва, при этом максимальные значения установлены в менее прочном металле. Выявлено, что совместная деформация разнородных металлов способствует реализации контактного упрочнения, зависящего от степени механической неоднородности. Характер распределения модуля пластического упрочнения по сечению сварного соединения при циклировании идентичен распределению по нему основной механической характеристики металла – предела прочности $\sigma_{в.}$ Также наблюдается и трансформация механической характеристики $\sigma_{0,2}$ на протяжении всей «условной жизни» сварного соединения.

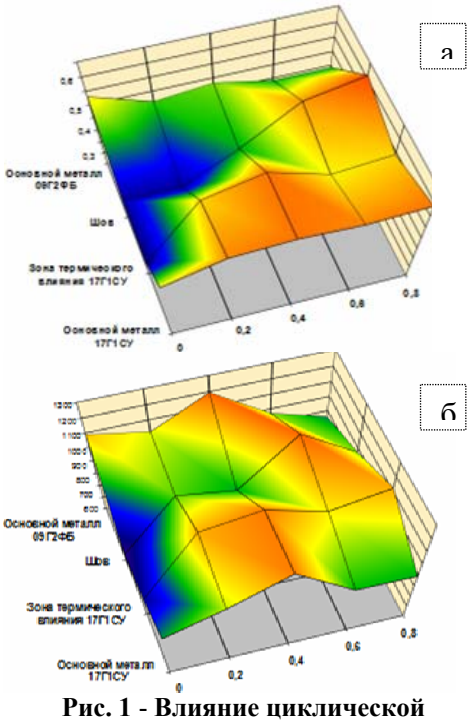
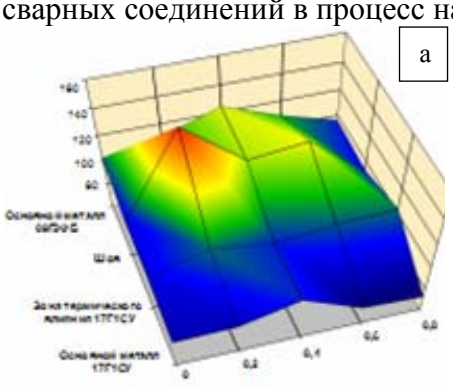


Рис. 1 - Влияние циклической повреждаемости на изменение эквивалентной деформации (а) и модуля пластического упрочнения (б)

Ранее в работах Blum J.I. описал некий геометрический эффект в сварных соединениях в условиях пластических деформаций, а вязкость разрушения представил функцией предела текучести и толщины сварного элемента.

Pellini W.S. установил эмпирическую зависимость между вязкостью разрушения и поглощенной энергией Шарпи (ПЭШ), которую счел наиболее технологической характеристикой сопротивляемости разрушению, а Гровс получил зависимость между поглощенной энергией Шарпи, пределом текучести и толщиной стенки сварного элемента. Нами же отмечается значительное сходство свойств, характеризующих сопротивляемость сварных соединений разрушению, полученных расчетным путем по двум методикам. Так, на рис. 2,а) представлены данные вычислений, а на рис.2, б) - результаты экспериментов по определению ударной вязкости металла различных зон сварных соединений в процесс накопления циклических повреждений.



Установлены локальные области предельного состояния металла сварного элемента с пониженными значениями характеристики пластичности материала (ЗТВ и ОМ стали класса прочности К52), которые также были выявлены и при оценке изменения эквивалентной деформации по различным сечениям сварного соединения.

Сделана попытка обосновать предельное состояние материала сварного элемента при разрушении по результатам взаимосвязей

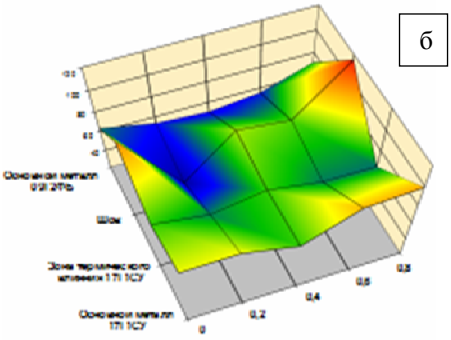


Рис. 2 - Влияние циклической повреждаемости на ПЭШ (а) и ударную вязкость (б) сварного элемента

конкурирующих между собой факторов: силового, временного, дефектного и энергетического уровня с позиции оценки работоспособности неразъемного соединения. В работах научной школы профессора Скуднова В.А. предложена методика анализа расчета «поведения критериев работоспособности» сварных соединений разных сталей от вышеперечисленных факторов, согласно которой нами и были выполнены расчеты предельной удельной энергии, критериев зарождения и распространения трещин. Полученные карты распределения поведения критериев работоспособности сварных соединений от уровня циклической повреждаемости материала представлены на рисунке 3.

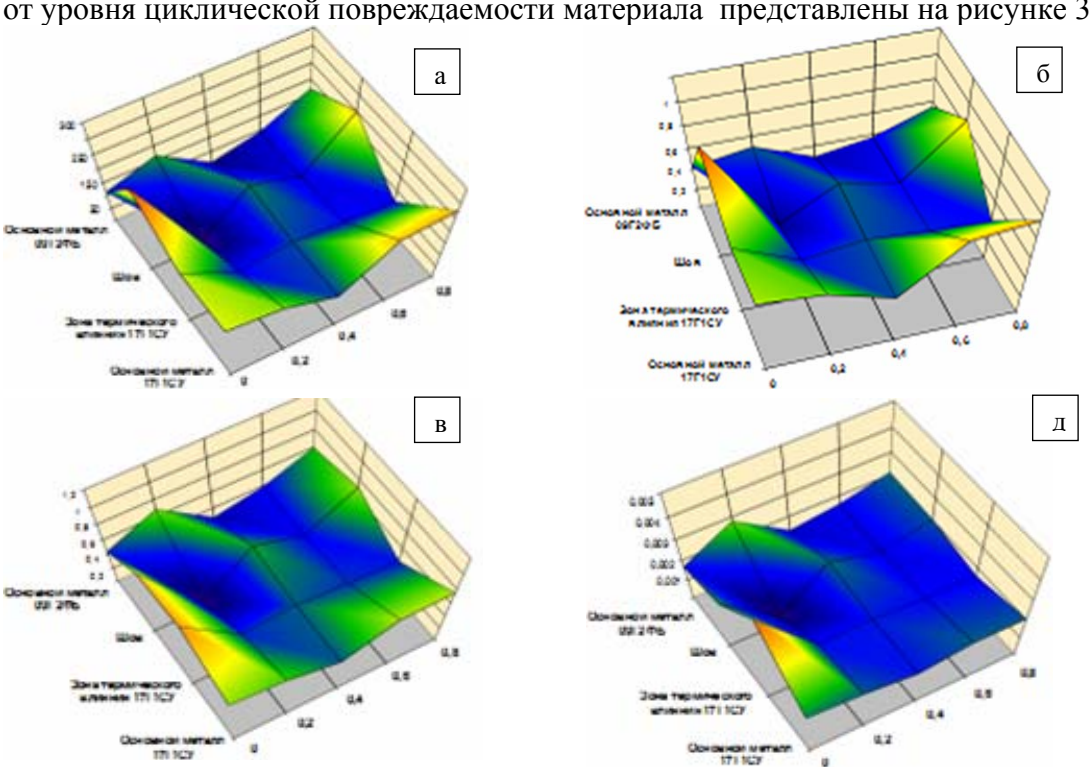


Рисунок 3 - Влияние циклической повреждаемости на предельную удельную энергию (а), критерий зарождения трещины (б), распространения трещины (в) и критерий хрупкости (д)

Отмечается устойчивое повышение значений критериев зарождения и роста трещин с неким «бифуркационным переломом» при уровнях накопленных повреждений 0,2-0,4 N_i/N_p. Примечательно также, что при дальнейшем нагружении материала разнородного сварного соединения критерий хрупкости имеет идентичные значения в любой области сварного элемента.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ДВУХ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Давыдов Д.И., Виноградова Н.И., Казанцева Н.В., Степанова Н.Н.

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

Проведено сравнение структурного состояния турбинных лопаток из сплавов ЭП-800 и ЧС-70В после эксплуатации по экспериментальному режиму с повышенным уровнем напряжений и рабочих температур (от 800 до 880°С). Оба этих сплава содержат 40% γ′-фазы и имеют верхний предел рабочих температур 900°С. При работе по стандартному режиму время эксплуатации составляло 27000 ч. Форсированный режим работы турбины ставит материал лопаток в экстремальные условия по температуре и уровню напряжений, что существенно сокращает время эксплуатации. Целью данного исследования было сравнение структурного состояния материала турбинных лопаток из сплавов ЭП-800 и ЧС-70В после работы по экспериментальному режиму в течение 9000 ч.

В лопатках из сплавов ЭП-800 и ЧС-70В после эксплуатации по экспериментальному режиму наблюдается полосовая дислокационная структура. Частицы упрочняющей интерметаллидной γ′-фазы сохраняют свою кубоидную морфологию и остаются когерентными с никелевым γ твердым раствором. В спинке пера, где напряжения максимальны, заметны процессы коагуляции: размер кубоидов в этой части лопатки увеличен. Происходят изменения в карбидной фазе сплава. Исходно она была представлена преимущественно карбидами типа MeC. По мере наработки происходит карбидная реакция с выделением на границе зерна карбидов на основе хрома типа $Me_{23}C_6$. Карбиды хрома $Me_{23}C_6$ содержат также тугоплавкие элементы (W, Mo), что уменьшает их концентрацию в примыкающем к границе слое твердого раствора и ослабляет приграничные объемы зерна. Вблизи спинки и в вогнутой части пера также наблюдаются единичные микродвойники.

Кроме перечисленных выше структурных изменений в пере лопатки из сплава ЧС-70В развивается пористость, приводящая к разупрочнению материала и формированию микротрещин. Еще одной особенностью структуры спинки пера лопатки является присутствие дефектов упаковки, принадлежащих интерметаллидной фазе. Если такие дефекты в сплаве ЭП-800 единичны, то в сплаве ЧС-70В они многочисленны. Дефекты упаковки пересекаются, образуя устойчивые комплексы внутри частиц γ′-фазы. При стандартных режимах в течение всего времени работы лопатки большинство дефектов кристаллического строения сосредоточено в областях твердого раствора, в то время как внутри частиц интерметаллидной γ′-фазы (Ni_3Al) устойчивых комплексов дефектов не образуется. Образование устойчивых комплексов дефектов внутри частиц интерметаллидной фазы является показателем разупрочнения и деградации структуры сплава.

Применение исследованных сплавов для рабочих лопаток обеспечивает устойчивую работу турбины по экспериментальному режиму в течение 9000 ч. Сплав ЭП-800 более устойчив повышенному уровню рабочих температур и напряжений. Для него время эксплуатации, по-видимому, может существенно превышать 9000 ч. Увеличению времени эксплуатации для сплава ЧС-70В препятствует ряд факторов, каждый из которых приводит к необратимым изменениям структуры и способствует разрушению.

Работа выполнена по бюджетной теме ИФМ УрО РАН «Структура» с частичной поддержкой проекта Уральского отделения РАН № 12-У-2-1017.

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР НА КОМПЛЕКС СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ТИПА 26Х1МФА

Сергеева К.И.[1], Беликов С.В.[1], Мусихин С.А.[1], Аль Катави А.А.[2], Попов А.А.[1]

[1]ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», Екатеринбург, Россия
[2]Университет г. Диала, Ирак
kc985432@mail.ru

Актуальной проблемой современного металловедения остается вопрос повышения прочности и надежности металлических конструкций. Известно, что уровень механических свойств материала определяется, в первую очередь, его структурой. В настоящее время для повышения пластичности и ударной вязкости конструкционных сталей рекомендуется применять новые технологические схемы термической обработки, в частности закалку из межкритического интервала температур, позволяющую сформировать двухфазную ферритно-мартенситную структуру.

Настоящая работа была направлена на исследование возможности применения закалки из межкритического интервала для низколегированных трубных сталей типа 26Х1МФА для значительного повышения ударной вязкости при небольшой потери прочности.

Изучение особенностей кинетики распада переохлажденного аустенита исследуемой стали из однофазной области (880°С) и из межкритического интервала температур (780 и 810°С) показало, что основным отличием является отсутствие бейнитного превращения при охлаждении от 780°С со скоростями от 0,5 до 20 °С/сек. Это легко объяснить большим содержанием углерода в аустените при нагреве до нижних температур межкритического интервала чем при нагреве в однофазную область, вследствие чего отсутствует ступень бейнитного превращения и происходит снижение линии начала мартенситного превращения (360°С). При этом линии начала превращения по I ступени сдвигаются в сторону меньшей устойчивости переохлажденного аустенита. Подобное поведение можно объяснить наличием большого количества мест зарождения, в качестве которых выступают участки непревратившегося феррита. Однако на диаграмме от температуры 810°С наблюдается увеличение устойчивости по I ступени, по сравнению с диаграммой от 780°С, а также четкое разделение между линиями начала и окончания превращений по диффузионному механизму и линиями начала и окончания превращения по диффузионно-сдвиговому и сдвиговому механизмам. Таким образом, было показано различие в кинетике распада переохлажденного аустенита, а, следовательно, и возможность реализации различных режимов термообработки для достижения требуемого уровня механических свойств.

Проведенные исследования показали, что применение двукратной закалки с высоким отпуском для трубных сталей типа 26Х1МФА позволяет повысить ударную вязкость на 30 % до 2 МДж/м^2, по сравнению с однократной закалкой и отпуском. При этом понижение прочностных характеристик оказывается на уровне 14 %.

Разработка экспериментальных режимов термической обработки толстостенных труб нефтегазового сортамента была осуществлена посредством моделирования в программе Deform 3D с учетом возможностей реального термического оборудования. Моделирование позволило установить предельные размеры (диаметр и толщина стенки) труб и муфтовых заготовок, для которых можно применять разработанный режим.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ И ОТЖИГЕ ТРИП-СТАЛИ 23Х15Н5СМ3Г С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И ОСОБЕННОСТИ ИХ ВЛИЯНИЯ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Алексеева Л.Е., Галкин М.П., Филиппов Г.А., Буржанов А.А.

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

Исследовано влияние нагрева при Т от 200 до 900°С на фазовый состав, микронапряжения и механические свойства трип-стали 23Х15Н5СМ3Г в холоднокатаной ленте толщиной 0,3мм с крупным зерном аустенита (D=34мкм) – сталь №1 и с мелким зерном D=12,5мкм с микродобавками 0,0125%Ti + 0,07%Ce – сталь №2.

Механические свойства при нагреве до Т=450-500°С предел прочности $\sigma_в$ и относительное удлинение δ не меняются на обеих сталях. При Т > 500°С, $\sigma_в$ уменьшается для обеих сталей, наиболее резко в области до Т > 700°С - по сравнению с исходным состоянием. Причем относительное удлинение для стали №1 резко уменьшается в данной области температур с 25 до 5% и сталь охрупчивается.

В отличие от стали №1, для мелкозернистой стали №2 относительное удлинение δ в области выше 500°С (520-700 °С) не изменяется, при снижении предела прочности, а при Т > 700°С падает.

Фазовый состав при нагреве обеих сталей до Т=450-500°С не меняется по сравнению с исходным состоянием в ленте. Однако, при температурах свыше 500°С в стали №1 резко возрастает количество α-фазы, а доля γ-фазы уменьшается. При этом $\sigma_в$ уменьшается с ростом «вторичного» α-мартенсита, что связано с охрупчиванием.

В отличие от стали №1, в стали №2 в области температур Т=520-700°С количество α-фазы уменьшается, а количество γ-фазы возрастает на 10%.

Период кристаллической решетки α-фазы при нагреве выше 500°С для обеих сталей снижается с 2,866 до 2,862 при Т=500-700°С и до 2,860 при Т=800°С. Это свидетельствует о распаде α твердого раствора с образованием карбидов. Происходит обеднение α-фазы.

Микронапряжения в стали №2 при Т=200-500°С резко возрастает ширина интерференционной линии (211), а микронапряжения в γ-фазе неизменны до Т=650°С, а выше резко возрастают. Относительное удлинение уменьшается с ростом микронапряжений.

В отличие от стали №1, в стали №2 во всей области температур от 200 до 800°С происходит релаксация микронапряжений в α-фазе, как исходной, так и во «вторичной» в результате $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Охрупчивание в стали №2 при t=200-800°С не развивается.

Представленные данные свидетельствуют о протекании процесса обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при нагреве трип-стали в области температур более 500°С с различной степенью стабильности «нового» аустенита в зависимости от размера зерна, что определяется уровнем локальной концентрации микронапряжений.

При росте размера зерна и следовательно, локальной концентрации микронапряжений увеличивается нестабильность γ-фазы. Поэтому в стали №1 при охлаждении до $T_{ком.}$ происходит превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. При уменьшении размера зерна и уменьшении локальной концентрации микронапряжений, обеспечивается более равновесное состояние, повышается стабильность γ-фазы. Поэтому в стали №2 γ-фаза сохраняется при охлаждении до $T_{ком.}$ Охрупчивание в мелкозернистой стали при нагреве свыше 500°С не развивается в отличие от стали с крупным зерном.

ИЗУЧЕНИЕ РАСПАДА И МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАРЕЮЩИХ ИНВАРАХ МЕТОДАМИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Ануфриева Е.И., Уваров А.И., Сандовский В.А., Вильданова Н.Ф.

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

Исследованы инварные сплавы Н30К10Т3 и Н28К10Т3, которые после закалки в воду от 1150°С представляют собой пересыщенные твердые растворы, способные к распаду при старении в интервале температур от 500 до 700°С с выделением наноразмерных интерметаллидных частиц Ni_3Ti. Измерение твердости от продолжительности старения при разных температурах старения дает четкое представление о ходе распада пересыщенного твердого раствора, однако в заводских условиях может представлять большие трудности.

Показано, что распад пересыщенного твердого раствора и мартенситное превращение можно контролировать с помощью измерения магнитных (амплитуды первой гармоники, сдвиг фазового угла φ, магнитной проницаемости μ) и электрических (электропроводность σ) параметров в зависимости от изотермической выдержки при различных температурах старения. Сплавы исследовали в четырех исходных состояниях: после закалки, после старения. после фазового наклепа ($\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma_ф$) и после холодной (20°С) пластической деформации на 30%.

Разработаны и предложены четыре новых метода неразрушающего контроля процесса распада. Методы основаны на четкой корреляции изменения твердости HV, амплитуды первой гармоники ν_1, параметра φ, магнитной проницаемости μ и электропроводности σ в процессе изотермической выдержки при старении. При монотонном увеличении твердости параметры ν, φ, μ монотонно снижаются, а параметр σ повышается.

Метод с использованием параметра φ, являющегося фазовым углом, характеризующим отставание результирующего напряжения от опорного. является самым универсальным, он оптимален для применения в заводских условиях, так как позволяет изучать распад пересыщенного твердого раствора на деталях практически любого размера и формы. Конструктивно этот метод может быть предложен как переносной прибор, который можно доставлять в любое здание, где необходим контроль изделия. Метод с использованием магнитной проницаемости (параметр μ) является разновидностью метода с использованием параметра φ. В обоих методах используется устройство с накладным датчиком, только различаются методики измерения. Возможности применения метода с параметром μ практически те же, что и метода с измерением параметра φ.

Метод с использованием амплитуды первой гармоники (параметра ν_1) имеет некоторые ограничения по сравнению с первым. Оптимальное его использование – это изделия из проволоки и цилиндрических деталей сравнительно небольшого диаметра.

Метод с использованием электропроводности (параметр σ) оптимален для изучения проволоки и цилиндрических изделий небольшого размера и не требует специальной установки, можно использовать уже существующие известные приборы: наборы электросопротивлений, измерители электросопротивлений.

Таким образом, предложенные неразрушающие методы исследования применимы в практике для изучения распада пересыщенного твердого раствора в любых (по форме и размеру) изделиях, изготовленных из инварных стареющих сплавов.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю.

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

Бездиффузионное превращение в некоторых бинарных сплавах на основе никеля может происходить при высоких температурах. Так, в сплавах NiMn, NiAl, NiMnAl и NiMnTi температура мартенситного превращения изменяется в широком интервале от 1000 К вплоть до криогенных температур в зависимости от содержания третьих компонентов. Однако до сих пор остается дискуссионным вопрос о его механизме, но можно полагать, что превращение является термоупругим (ТМП). Выполненные в работе исследования показали, что в сплаве $Ni_{50}Mn_{50}$ ТМП происходит при 950 К. Расширить область существования B2-фазы и, следовательно, изменить температуры перехода B2 ↔ $L1_0$ можно, легируя двухкомпонентные сплавы β-образующими химическими элементами, например Al и Ti. Показано, что тройные сплавы, легированные Al (5, 10, 18, 22 ат.%) испытывают ТМП.В сплавах с содержанием алюминия от 25 % не происходит мартенситного превращения вплоть до 100 К.

Легирование титаном (3, 10, 15, 22 ат.%) сплавов NiMn тоже понижает температуру мартенситного превращения, о чем свидетельствуют результаты измерения электросопротивления и структурные исследования.

По данным изучения влияния режима термообработки на микроструктуру сплавов $Ni_{50}Mn_{50}$ и $Ni_{49}Mn_{51,}$ закалка в воду от 1173 К (по сравнению с закалкой от 1073 К,) в обоих сплавах приводит к некоторому измельчению кристаллов $L1_0$-мартенсита, появлению линзовидного характера части первичных двойников в пакетах и к увеличению числа вторичных нанодвойников и пачек дефектов. Это не только сопровождается уширением рентгеновских отражений мартенситной фазы, но и наблюдением на микроэлектронограммах интенсивных тяжей вдоль нормалей к плоскостям типа $\{111\}_{ГЦТ}$. Выполненные в данной работе резистометрические и дилатометрические исследования показали, что в исследуемых сплавах ТМП происходит в области высоких температур с узким температурным гистерезисом (~50 град). Температуры прямого и обратного ТМП, определенные методами измерения электросопротивления, коэффициента линейного расширения и рентгеноструктурного анализа, практически совпадают. Определены объемные и линейные эффекты превращения. Рассчитана величина двойникующего сдвига s для NiMn (s = 0.458 при температуре начала мартенситного превращения). Построены диаграммы ТМП тройных сплавов NiMnAl и NiMnTi.

В работе также определены параметры решеток высокотемпературных и мартенситных фаз и системы двойникующего сдвига. Установлено, что высокообратимый термоупругий характер мартенситного превращения в сплавах воспроизводится при многократном термоциклировании.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке по проектам: РФФИ (№ 11-02-00021) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

ДИНАМИЧЕСКИЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ СТАЛЬ - НАПЛАВЛЕННЫЙ МЕТАЛ

Белоусов О.К.[1], Палий Н.А.[1], Минина Н.А.[1], Заболотный В.Т.[1], Волосов Н.А.[2], Мастенко В.Ю.[2]

[1]ИМЕТ РАН, Москва, Россия, [2]ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, Россия
palii@ultra.imet.ac.ru

Динамический метод измерения упругих свойств материалов (как простых металлов, так и композитов) позволяет получить наиболее полный спектр физико-механических свойств, включая модули, характеристические частоты и температуры, что дает возможность рассчитать коэффициенты расширения, а также теплоемкость.

В настоящей работе определены физико-механические свойства наплавленного металла: модули упругости Юнга (E_Y), сдвига (G), объемного сжатия (B), коэффициент линейного расширения α, теплоемкость при постоянном давлении (C_p) и температуре (C_v) композитов сталь - наплавленный металл Fe-Cr-Ni-Mn-Si.

Измерения изгибной ($f_{изг}$) и сдвиговой частоты ($f_{кр}$) упругих колебаний проводили на приборе Эластомат (Институт д-ра Ферстера, Германия) при температурах 293 – 723 К. Плотность образцов наплавленного металла определяли методом гидростатического взвешивания, ρ = 7,91 г/см^3. Значения модулей (E_y, G, B), коэффициента линейного расширения α и теплоемкости C_p наплавленного металла приведены в Таблице.

Таблица. Физико-механические свойства наплавленного металла Fe-Cr-Ni-Mn-Si.

T, К	[1]$E_{y,}$ кг/мм^2	[2]G, кг/мм^2	[3]μ	[4]B, кг/мм^2	[5]$\theta_{t,}$ К	[6]$\theta_{t,rel}$, К	[7]α, 10^6 град$^{-1}$	[8]C_p, Дж/(моль·К)
293	15887	6250	0,271	11563	323	195	16,0	28,05
323	15760	6189	0,273	11571	321	194	16,1	29,00
373	15426	6059	0,273	11326	318	192	16,6	30,60
473	14727	5793	0,271	10718	311	188	17,5	33,20
573	13979	5497	0,272	10219	302	183	18,5	35,46
673	13229	5204	0,271	9628	295	180	19,7	37,34
723	12848	5046	0,273	9433	290	175	20,2	38,34

$^{1,2}E_y(G) = 4{,}0775\cdot\gamma\cdot l^2 f^2_{пр(кр)}$, ; $^3\mu = \frac{E_y}{2G} - 1$; $^4B = \frac{E_y}{3(1-2\mu)}$; $^5\theta_t = h/k\,(\frac{3N}{4\pi V})^{1/3}\cdot\left(\frac{G}{\rho}\right)^{1/2}$;

$f_{пр} = 0{,}561 f_{изг}\cdot l/d$; $^6\theta_{t,rel} = \theta_t\left[\frac{1}{2(1+\mu_{rel})}\right]^{1/2}$, $\mu_{rel} \approx 0{,}83\mu_0 + 0{,}14$; $^7\alpha = 1/3\,\beta = \gamma' \frac{C_V}{V}\cdot\frac{1}{B}$,

$C_v = 3Nk\cdot\left[\left(\frac{\theta_{t,rel}}{T}\right)^2\cdot e^{-\left(\frac{\theta_{t,rel}}{T}\right)}\right] / \left(1 - e^{-\left(\frac{\theta_{t,rel}}{2}\right)}\right)^2$; $^8C_p = C_v + \beta^2 BVT + Nk\ln\left(\frac{T}{\theta_{t,rel}}\right)$

Таким образом, определены коэффициент расширения и теплоемкость наплавленного металла по измеренным динамическим методом упругим характеристикам при 293 -723 К, что позволяет оценить надежность конструкций из композитов при термоциклировании.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОПОР И ВИСКЕРОВ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МИКРОЧАСТИЦАХ

Дорогов М.В.[1], Дорогин Л.М.[2], Довженко О.А.[1], Колесникова А.Л.[3], Ясников И.С.[1], Романов А.Е.[4], Викарчук А.А.[1]

[1]Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
[2]Тартуский университет, Тарту, Эстония,
[3]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,
[4]Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,
fti@tltsu.ru

В настоящее время интенсивно ведутся работу по получению и изучению свойств наночастиц и новых материалов с развитой поверхностью. Они обладают особыми физическими и химическими характеристиками и имеют потенциально широкую область применения в химической промышленности. Нами исследованы механизмы формирования материалов с развитой поверхностью из икосаэдрических малых частиц электролитического происхождения.

Удельную поверхность икосаэдрических частиц мы предлагаем увеличивать путем формирования у них пористой структуры и «леса» вискеров (усов) на поверхности. Таким образом удельную поверхность возможно увеличить на несколько порядков. Для формирования материала развитой поверхностью необходима специальная термообработка икосаэдрических малых частиц в вакууме или воздушной атмосфере. Причем в вакууме формируется пористая структура, а на воздухе – вискеры.

Мы считаем, что необходимыми условиями образования развитой поверхности являются неравновесные вакансии и дисклинации. В процессе отжига икосаэдрических частиц электролитической меди вакансии собираются в диски, расположенные в плоскостях плотной упаковки {111}. При этом формируется дефект упаковки, а его периметр ограничивает частичная дислокация Франка. В условиях, когда источник неравновесных вакансий действует постоянно, дислокационные петли, окаймляющие диск вакансий, в поле напряжений дисклинации имеют возможность неконсервативно перемещаться в плоскостях {111}, перпендикулярных радиусу частицы. Петлям энергетически выгодно разместиться друг под другом и образовать пористые каналы, начинающиеся на тетраэдре дефекта упаковки. Выходы дисклинаций и радиальные пористые каналы обеспечивают на поверхности дефектные места, необходимые для роста вискеров.

Мы считаем, что образование и рост вискеров на поверхности пентагональных кристаллов происходит на дефектах подложки (выходах дисклинаций и пористых каналов) и осуществляется путем движения атомов в направлении, противоположном потоку вакансий внутрь частицы.

Таким образом на основе икосаэдрических малых частиц электролитического происхождения можно сформировать материал с развитой поверхностью востребованный в различных областях промышленности.

Научно-исследовательская работа выполнена в рамках государственных заданий высшим учебным заведениям на 2012 (г/б тема №7.1179.2011), при поддержке Фонда содействия малых форм предприятий в научно-технической сфере (проект №19732), Российского фонда фундаментальных исследований (проект №13-02-00221) и гранта Правительства РФ для государственной поддержки научных исследований, проводимых под руководством ведущих ученых (г/контракт № 14.B25.31.0011).

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПЕРВИЧНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПРОКАТАННЫХ ЛЕНТАХ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЖЕЛЕЗОМ ИЛИ МОЛИБДЕНОМ

Гервасьева И.В., Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Белослудцева Е.С., Милютин В.А., Суаридзе Т.Р.

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

Тонкие ленты из сплавов на основе никеля с острой кубической текстурой применяются в качестве эпитаксиальных подложек для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения. Образование кубической текстуры после прокатки с большими степенями обжатия происходит в ГЦК металлах и сплавах, имеющих достаточно высокие значения энергии дефектов упаковки (ЭДУ). Легирование чистого никеля, имеющего высокое значение ЭДУ, осуществляют в основном для увеличения прочности ленты. Однако легирование снижает значение ЭДУ никелевого сплава. Анализ вероятности появления дефектов упаковки в никелевых сплавах при комнатной температуре в зависимости от содержания некоторых легирующих элементов показывает, что в сплавах никеля с молибденом вероятность появления ДУ растет наибольшими темпами по сравнению с другими легирующими добавками, а в сплавах с железом – наименьшими. Эти зависимости достаточно хорошо коррелируют с темпами изменения параметра ГЦК решетки никеля при добавлении соответствующих металлов.

В работе изучен процесс формирования текстуры первичной рекристаллизации в никелевых сплавах $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ и $Ni_{48.8}Fe_{51.2}$ при отжиге после деформации прокаткой с большими степенями обжатия. Проведен анализ механических свойств отожженной ленты из сплавов никеля с железом и молибденом. Методом дифракции отраженных электронов показано влияние температуры и скорости нагрева при отжиге на структуру и текстуру сплавов $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ и $Ni_{48.8}Fe_{51.2}$ с существенно отличающейся температурой начала первичной рекристаллизации. Основное внимание уделено изучению возможности оценки температурного интервала протекания первичной рекристаллизации по дилатометрической аномалии на температурной зависимости изменения коэффициента температурного расширения. Исследовано также изменение рельефа поверхности прокатанных лент после рекристаллизации.

Показано, что текстурованные ленты из сплавов $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ и $Ni_{48.8}Fe_{51.2}$ после отжига при температуре 1000°С, 1 ч имеют предел текучести 165 и 152 МПа, соответственно, что в ~5.5 раз превышает предел текучести чистого никеля (около 30 МПа) после аналогичного отжига.

Установлено, что величину температурного интервала рекристаллизации в прокатанных с высокой степенью деформации никелевых сплавах можно косвенно оценить по аномалии на кривых изменения линейного коэффициента температурного расширения, полученных при медленном нагреве деформированных лент. В этом интервале происходит основное разупрочнение исследованных сплавов. Полный температурный интервал возврата и рекристаллизации в сплаве $Ni_{95.3}Mo_{4.7}$ с меньшим значением ЭДУ несколько шире, чем в сплаве $Ni_{48.8}Fe_{51.2}$. Процесс рекристаллизации в сплаве $Ni_{48.8}Fe_{51.2}$ с высоким уровнем ЭДУ происходит за счет механизма предрекристаллизационной полигонизации, т.е. зерна первичной рекристаллизации образуются за счет роста субзерен в результате «собирательной полигонизации».

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Дербичева Н.С., Проклушина Д.Е., Полуносик Е.А.

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

Применение технологии принудительного охлаждения в потоке стана с температуры конца прокатки для упрочнения фасонного проката обеспечивает экономию дорогих легирующих материалов при одновременном повышении свойств изделий.

Целью настоящей работы являлось выявление на различных масштабных уровнях закономерностей формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры двутавровой балки из конструкционной низколегированной стали, упрочненной по режиму ускоренного охлаждения.

Исследовали двутавровый профиль ДП 155 из низкоуглеродистой стали 09Г2С, полученный на сортовом стане 450 ОАО «ЗСМК» по технологии контролируемой прокатки с принудительным высокоскоростным охлаждением.

Установлено, что на мезомасштабном уровне в зависимости от режимов ускоренного охлаждения в поверхностном слое наблюдается структура продуктов отпуска мартенсита. В слоях, прилегающих к поверхности, формируются бейнитные пакеты, внутри которых равномерно распределены мелкие выделения избыточной фазы. Присутствует механическая смесь феррита и бейнита с выделениями зерен избыточного феррита. С удалением от поверхности охлаждения наблюдается структура феррита и перлита.

Выполненные методами ПЭМ-анализа исследования показали, что на микромасштабном уровне при ускоренном охлаждении задействованы следующие механизмы γ–α-превращения:

диффузионный, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита (не содержащих частиц цементита), зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита, и зерен перлита;

промежуточный, когда формируется бейнитная структура;

сдвиговой, в результате которого формируется мартенситная структура.

Состояние дефектной субструктуры α-фазы стали определяется механизмом γ–α-превращения, режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения и расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения.

Установлено, что на наномасштабном уровне формирование наноразмерных фаз при термомеханической обработке возможно при реализации целого ряда процессов, основным элементом которых является преобразование карбидной подсистемы.

Диспергирование цементитных пластин перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями формирует отдельные фрагменты (блоки) размером 5–30 нм.

Самоотпуск сформировавшегося при ускоренном охлаждении в поверхностном слое пакетного мартенсита под действием остаточного тепла сопровождается выделением частиц цементита размером 5–10 нм на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита и 10-30 нм по границам.

Работа выполнена при поддержке госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ПРЯМОУГОЛЬНЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ В НАНОЧАСТИЦАХ И НАНОПРОВОЛОКАХ ТИПА "ЯДРО-ОБОЛОЧКА"

Гуткин М.Ю.[1–3], Смирнов А.М.[2]

[1]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
[2]Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия
[3]Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, С-Петербург, Россия
m.y.gutkin@gmail.com, smirnov.mech@gmail.com

Композитные наночастицы и нанопроволоки – одна из самых обсуждаемых тем в современном материаловедении, физике твердого тела, химии и биомедицине [1-4]. Контакт составляющих эти нанообъекты разнородных материалов приводит к возникновению остаточных упругих деформаций и напряжений несоответствия, которые могут релаксировать за счет формирования разнообразных дефектов [5,6]. Появление дефектов может привести к деградации электронных, оптических и других свойств или к разрушению таких наноструктур. Все это объясняет повышенное внимание к данной проблеме. Одним из возможных механизмов релаксации является зарождение призматических дислокационных петель в оболочке или в ядре композитной наночастицы или нанопроволоки.

В настоящей работе исследованы критические условия формирования прямоугольных призматических дислокационных петель на границе раздела и на свободной поверхности композитной наночастицы и радиально-неоднородной нанопроволоки типа «ядро-оболочка». Предполагается, что изучаемая наностуктура упруго-изотропна и однородна, а толщина оболочки много меньше радиуса ядра. В рамках этих допущений сделаны строгие аналитические расчеты изменения полной энергии системы, сопровождающего образование призматических петель у свободной поверхности оболочки и у ее границы с ядром. Изучены зависимости критического несоответствия решеток ядра и оболочки от толщины оболочки. Рассмотрены три характерные конфигурации: 1) петли, вытянутые поперек оболочки, 2) квадратные петли и 3) петли, вытянутые вдоль оболочки. Показано, что как в случае наночастицы, так и в случае нанопроволоки независимо от места образования петли энергетически выгоднее случай, когда она вытянута вдоль границы. При этом зарождение со свободной поверхности предпочтительнее. В обоих случаях (наночастицы и нанопроволоки) критическое несоответствие для петель, растущих в оболочку, увеличивается с ростом толщины оболочки и с уменьшением радиуса ядра. Призматические дислокационные петли могут переходить из одной предпочтительной конфигурации в другую при достижении толщиной оболочки некоторых пороговых значений.

[1] S. Behrens, Nanoscale 3 (2011) 877.
[2] C. De Mello Donega, Chem. Soc. Rev. 40 (2011) 1512.
[3] D. Shi, N. M. Bedford, H. S. Cho, Small 7 (2011) 2549.
[4] В.Г. Дубровский, Г.Э. Цырлин, В.М. Устинов, ФТП 43 (2009) 1585.
L.I. Trusov, M.Yu. Tanakov, V.G. Gryaznov, A.M. Kaprelov, A.E. Romanov, J. Cryst. Growth 114 (1991) 133.
[5] M.Yu. Gutkin, Int. J. Engng. Sci. 61 (2012) Special Issue, 59.

ЗАДАЧИ ПРОЧНОСТИ И ТЕРМОУПРУГОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ОРТОТРОПНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН

Айрапетян Г.С., Асланян Н.С., Варданян С.А., Саркисян С.О.

Гюмрийский государственный педагогический институт, Гюмри, Армения
vardanyansona@mail.ru

В работах [1, 2] асимптотическим методом изучено поведение решений краевых задач микрополярной теории упругости в тонкой области пластинки или оболочки. В работах [3-5] качественные стороны поведения решений этой краевой задачи приняты как гипотезы и построены общие прикладные теории микрополярных упругих изотропных и ортотропных пластин и оболочек. Аналогичным образом в работе [6] изучены асимптотические свойства решения краевой задачи микрополярной термоупругости в тонкой области оболочки а в работе [7] построена прикладная теория термоупругости микрополярных изотропных и ортотропных тонких пластин.

В данной работе на основе построенной прикладной теории микрополярных изотропных и ортотропных тонких пластин изучена краевая задача о напряженно-деформированном состоянии при изгибе микрополярных упругих изотропных и ортотропных тонких пластин, и, аналогично, в той же постановке, задачи термоупругости. Решения задач доведены до получения окончательных численных результатов. На основе анализа численных результатов установлены довольно высокие прочностные и жесткостные свойства микрополярного материала. Формулируются рекомендации в области материаловедения для получения в действительности микрополярных материалов, имея ввиду конкретный результат в этой области [8].

[1] Саркисян С.О. Краевые задачи несимметричной теории упругости для тонких пластин// Прикладная математика и механика. 2008.Т.72.Вып.1.С.129-147.
[2] Саркисян С.О. Теория микрополоярных упругих тонких оболочек.// Прикладная математика и механика. 2012.Т. 76. Вып. 2. С. 325-343.
[3] Саркисян С.О. Математическая модель микрополярных упругих тонких пластин и особенности их прочностных и жесткостных характеристик// Прикладная механика и техническая физика. 2012. Т.53. Вып. 2. С.148-155.
[4] Саркисян С.О. Общая теория микрополярных упругих тонких оболочек// Физическая мезомеханика. 2011.Т. 14.N1. С. 55-66.
[5] Саркисян С.О., Айрапетян Г.С. Теория микрополярных ортотропных упругих тонких пластин// Известия НАН Армении. Механика. 2012. Т. 65. № 3. С. 22-33.
[6] Саркисян С.О., Варданян С.А. Асимптотический анализ уравнений и граничных условий термоупругости микрополярных тонких пластин. Известия НАН Армении. Механика. 2007. т.60. N3. с. 64-77.
[6] Саркисян С.О., Асланян Н.С. Математическая модель термоупругости микрополярных ортотропных тонких пластин// Известия НАН Армении. Механика.2013. Т.66. № 1.
[7] Lakes R.S. Experimental methods for study of Cosserat elastic solids and other generalized continua// Continuum models for materials with micro-structure / Ed. by H. Muhlhaus. N.Y.: Wiley, 1995. 1-22.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю., Сазонова В.А., Калетина Ю.В.

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

Монокристаллы циркония и титана были получены методом «плавающей» зоны при двух последовательных проходах. В качестве заготовок использовали горячекованные прутки иодидного циркония и иодидного титана чистотой не менее 99.9%. В процессе охлаждения монокристальных слитков при температурах 862°С для циркония и 882.5°С для титана в монокристаллах реализуется $\beta\rightarrow\alpha$ (ОЦК→ГПУ) полиморфное превращение. Ориентационные соотношения Бюргерса при $\beta\rightarrow\alpha$ превращении приводят к 12 вариантам ОЦК→ГПУ трансформации решетки исходя из кристаллографической связи $\{110\}_\beta \parallel (0001)_\alpha$, $<111>_\beta \parallel <11\bar{2}0>_\alpha$. В результате в монокристаллах циркония и титана формируются ГПУ-псевдомонокристаллы, состоящие из пакетов рейкообразных кристаллов α-фазы 12 возможных вариантов кристаллографической ориентации. В каждом пакете находятся рейки только одной ориентировки.

Проведено рентгеноргафическое, металлографическое и электронно-микроскопическое исследование морфологии и кристаллогеометрии α-фазы в псевдомонокристаллах циркония и титана при $\beta\rightarrow\alpha$ (ОЦК→ГПУ) превращении. Основное внимание в работе уделено изучению вариантов выполнения ориентационных соотношений Бюгрерса в макроскопических областях – пакетах, внутреннего строения отдельных реек α–фазы в пакете и изменению морфологии α–кристаллов при изменении скорости охлаждения.

В псевдомонокристаллах циркония и титана после цикла $\alpha\rightarrow\beta\rightarrow\alpha$ превращений со скоростью охлаждения 4–5°/с наблюдается восстановление структуры исходного монокристалла (структурная наследственность), при этом $\alpha\rightarrow\beta$ превращение имеет черты, присущие мартенситному превращению. После закалки псевдомонокристаллов от температуры 960°С со скоростью охлаждения 500-600°/с пакетная структура α-фазы сохраняется, но размеры реек уменьшаются в цирконии в длину в 3-5 раз, а в ширину в 10-15 раз. В псевдомонокристалле титана степень измельчения структуры после закалки не столь значительна: ширина реек уменьшается в ~4 раза, длина реек сохраняется на прежнем уровне. Электронно-микроскопическое изучение реечной структуры исходных псевдомонокристаллов циркония и титана показало, что в пределах пакета разориентировка между отдельными рейками не превышает 1°. Внутри реек наблюдается ячеистая дислокационная субструктура. В закаленных псевдомонокристальных образцах циркония в некоторых пакетах обнаружены две ориентировки кристаллов α-фазы, находящиеся в двойниковом положении. Появления двойниковых ориентировок при электронномикроскопическом исследовании закаленных псевдомонокристаллов титана не обнаружено. После закалки монокристалла титана разориентация отдельных реек в пакете увеличивается до 4-5 град.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Президиума УрО РАН № 12-У-2-1022 и РФФИ № 12-03-00050.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 30Х8К СО СТАЛЬЮ 20 ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Корзникова Г.Ф. [1], Кашаев Р.М. [1], Макаров А.В. [2], Малыгина И.Ю. [2], Корзников А.В.[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*
korznikova@anrb.ru
[2]*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
makarov@imach.uran.ru

Последние достижения в области естественных наук и техники внесли определенные коррективы в методологии теоретико-экспериментальных исследований процессов обработки металлов давлением (ОМД), поэтому в работе будут использованы современные методы качественного и количественного анализа взаимосвязей термомеханических режимов обработки давлением и термической обработки на формирование градиентных структурных состояний при обработке различными методами ОМД с интенсивными сдвиговыми деформациями. При этом теоретический анализ с применением информационных технологий и компьютерного моделирования формоизменения заготовок позволит оценить возможности управления макро и микро потоками течения материала, приводящими к созданию заданного градиента размеров структурных составляющих и соответствующих этому структурно чувствительных физико-механическими свойств. Необходимое современное и действующее традиционное деформирующее оборудование имеется в распоряжении ИПСМ, и сотрудничающих с ним организаций и предприятий.

Теоретические исследования включают также использование фундаментальных, фундаментально -прикладных и технологических наук в области механики сплошных сред и деформируемого твердого тела, теории обработки металлов давлением, реологии и вязкости материалов с построением реологических моделей деформируемых материалов и обработкой результатов эксперимента методами статистического дисперсионного, корреляционного и регрессионного анализа с учетом последних достижений в области реологической теории ОМД. Экспериментальные методы исследования включают деформацию выбранных материалов на испытательных машинах и установках, кузнечно-штамповочном, прокатном и специализированном деформирующем оборудовании, в том числе с использованием методов и технологий физического моделирования на реальных натурных и реологически подобных материалах.

Использование подходов и методов механики сплошной среды и ОМД в совокупности с методами физики металлов, материаловедения и термической обработки, как фундаментально-прикладных и технологических наук, а также обобщение и сопоставление результатов комплексных исследований позволит разработать эффективные и реализуемые на практике технологии производства новых материалов с градиентными и уникальными физико-механическими свойствами.

КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СФЕРИЧЕСКИ СИММЕТРИЧНЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ

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

[1]Институт проблем машиноведения РАН, С-Петербург, Россия
[2] Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, С-Петербург, Россия
[3]Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, С-Петербург, Россия
[4]Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия
m.y.gutkin@gmail.com; krasnitsky@inbox.ru

Сферически симметричные композитные наночастицы типа «ядро-оболочка» обладают уникальными электронными и оптическими свойствами, которые находят широкое применение в различных областях современной техники: оптоэлектронике, фотоники, спинтронике, солнечных батареях, сенсорах, устройствах накопления и передачи информации, катализе, медицине [1-2]. Поскольку материалы ядра и оболочки имеют разные параметры кристаллических решеток и коэффициенты теплового расширения, образование таких наночастиц сопровождается формированием в них остаточных напряжений несоответствия, которые при определенных условиях могут релаксировать по разным механизмам [3,4]. Один из таких механизмов – образование вокруг ядра круговых призматических петель дислокаций несоответствия. Приближенный анализ критических условий формирования такой петли в экваториальной плоскости наночастицы сделан в работе [4], где рассмотрены предельные случаи, когда радиус ядра либо много меньше радиуса оболочки, либо стремится к нему. Отличие данной работы от [4] заключается в использовании точного выражения для упругой энергии круговой призматической петли, залегающей в произвольной плоскости наночастицы.

Точное аналитическое решение граничной задачи для круговой призматической дислокационной петли в упругом шаре, полученное в [5], было использовано для строго анализа критических условий зарождения круговых петель в сферически симметричных наночастицах типа «ядро-оболочка». В частности, было рассчитано изменение полной энергии такой системы при образовании на границе ядра и оболочки круговой призматической петли дислокации несоответствия. Показано, что появление такой петли становится энергетически выгодным, если параметр несоответствия превышает некоторое критическое значение, которое определяется геометрическими характеристиками системы. Положение петли в экваториальной плоскости является наиболее энергетически предпочтительным. Этот вывод хорошо согласуется с экспериментальными наблюдениями дислокаций несоответствия в декаэдрических, икосаэдрических и монокристаллических наночастицах, состоящих из ядер Au и оболочек FePt [6]. Полученные точные результаты хорошо согласуются с результатами приближенных расчетов [4], если радиус наночастицы достаточно велик. Если же он становится меньше 60–80 нм, то точные значения критического несоответствия становятся заметно ниже приближенных, т. е. предсказывают меньшую устойчивость системы к зарождению петель дислокации несоответствия.

[1] Y.W. Cao, U. Banin, J. Am. Chem. Soc. **122**, 9692 (2000).
[2] C. De Mello Donega, Chem. Soc. Rev. **40**, 1512 (2011).

[3] Trusov, L.I., et al. J. Cryst. Growth **114**, 133 (1991).
[4] M.Yu. Gutkin, Int. J. Engng. Sci. **61**, Special Issue, 59 (2012).
[5] A.L. Kolesnikova et al., Int. J. Solids & Structures 50 (2013), 1839-1857.
[6] Y. Ding, X. Sun, Z.L. Wang, S. Sun, Appl. Phys. Lett. **100** (2012) 111603.

РОСТ ЗЕРНА ПРИ НАГРЕВЕ НИКЕЛЯ И МЕДИ СО СТРУКТУРОЙ РАЗЛИЧНОГО ТИПА, СФОРМИРОВАННОЙ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА И ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Красноперова Ю.Г., Орлова Д.К.

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

Цель настоящей работы заключалась в исследовании роста зерна в никеле и меди при рекристаллизации структуры различного типа, сформированных в условиях динамического возврата и динамической рекристаллизации (ДР).

Никель (99,98% Ni) и бескислородную медь (99,97% Cu) деформировали сдвигом под давлением 6 ГПа с углом поворота наковальни 45, 180°, 5 и 7 оборотов при комнатной температуре. Деформированный никель отжигали при температурах 150, 200, 250, 300, 350°С с выдержкой от 8 до 64 часов, медь - при 100°С от 1 до 10 часов, при 150, 200, 300 и 400°С от 3 минут до 1 часа.

Деформация бескислородной меди обеспечила различную степень развития динамической рекристаллизации: появление первых ДР зерен размером 0.3-0.35 мкм (угол поворота наковальни (φ) 45 градусов), развитие ДР во всем объеме материала после 5 оборотов наковальни ($d_{ср}$=0.2 мкм). Деформация никеля обеспечила создание структуры смешанного типа (1.5< e <5.3) и СМК-структуры (5.3<e<9).

Независимо от типа исходной структуры в никеле и меди рекристаллизация протекает по механизму роста отдельных центров. В никеле низкотемпературная рекристаллизация СМК-структуры развивается неоднородно по всему объема материала и не удается получить субмикрозернистую рекристаллизованную структуру.

Деформация в условиях ДР приводит к формированию наиболее крупнозернистой и размерно неоднородной структуры при низкотемпературной статической рекристаллизации (100-150°С). Повышение температуры отжига до 400°С обеспечивает более мелкозернистую рекристаллизованную структуру. Средний размер рекристаллизованного при 150 и 400°С зерна составляет 15 и 8 мкм, соответственно.

В никеле со структурой смешанного типа после отжига ниже температуры термоактивированного зарождения (200°С) рекристаллизация завершается с образованием зерна размером больше 10 мкм. При повышении температуры за счет появления термоактивируемых зародышей рекристаллизации средний размер зерна оказывается меньше — 7-8 мкм и от температуры в пределах 250-350°С практически не зависит.

В СМК-структуре никеля рекристаллизация протекает быстрее, чем в смешанной. При этом видна тенденция уменьшения размера зерна при увеличении степени деформации. Повышение температуры отжига практически не влияет на размер рекристаллизованного зерна. Средний размер рекристаллизованного зерна составляет 5-6 мкм и практически не зависит от температуры отжига.

Таким образом, динамическая рекристаллизация и динамический возврат, определяющие структуру деформированных никеля и меди не позволяют получить при последующем отжиге субмикрозернистую рекристаллизованную структуру.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 11-03-00401 и молодежного проекта УрО РАН М-1.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ СТАЛИ Fe-18Mn-0.6C-1.5Al

Кусакин П.С.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия
Kusakin@bsu.edu.ru

Одним из наиболее перспективных материалов автомобилестроения являются стали с т.н. TWIP-эффектом (Twinning Induced Plasticity – Пластичность, Наведённая Двойникованием), т.е. основным механизмом её деформации является двойникование. Эти стали имеют высокую пластичность (до 100%) и удовлетворительный предел текучести [1].

В работе исследована эволюция микроструктуры высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al при холодной прокатке. Горячекатаный лист толщиной 10 мм с шагом в 10% за проход был прокатан вхолодную с обжатием от 20 до 80%. Микроструктурные исследования были проведены с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 2100 при ускоряющем напряжении в 200 кВ. Образцы для ПЭМ были вырезаны вдоль направления прокатки поперёк плоскости листа.

Было установлено, что прокатка стали Fe-18Mn-0.6C-1.5Al приводит к интенсивному образования деформационных двойников и значительному измельчению структуры в результате этого. Расстояние между деформационными двойниками при прокатке последовательно снижается со 135 до 20 нм. После 40% обжатия все исходные зерна характеризуются высокой плотностью двойников, образование которых сильно замедляется при дальнейшей деформации. Прокатка с обжатиями свыше 40% приводит к образованию полос микросдвига и их объединению в полосы макросдвига при дальнейшей деформации. Микроструктура, образовавшаяся после 80% обжатия, состоит из сдвойникованных областей, разделенных сеткой полос макросдвига. Средняя толщина деформационных двойников составляет ~20 нм и в процессе прокатки не изменяется.

Микроструктурные изменения приводят к значительному увеличению прочностных характеристик. Предел текучести возрастает с 295 МПа в исходном состоянии до 1520 МПа после деформации на 80%. Вместе со значительным упрочением в процессе прокатки происходит резкое снижение пластичности материала. В образце, деформированном на 20%, равномерное удлинение снижается до 30% и затем падает до нескольких процентов при деформации свыше 40%. Такое изменение пластичности материала связано с развитием деформационного двойникования. Вместе с тем, во всех прокатанных образцах плотность дислокаций превышает 10^{15} $м^{-2}$. Всё это затрудняет дальнейшее деформационное упрочнение при испытаниях на растяжение и приводит к быстрой локализации деформации (образованию шейки) и разрушению, что является типичным деформационным поведением для многих нанокристаллических материалов [2,3].

[1] B.C. De Cooman – High Mn TWIP Steels for Automotive Applications (Edited by Marcello Chiaberge)// Vehicle Engineering, 2011, 28 p.
[2] I. Shakhova, V. Dudko, A. Belyakov, K. Tsuzaki, R. Kaibyshev, Effect Of Large Strain Cold Rolling And Subsequent Annealing On Microstructure And Mechanical Properties Of An Austenitic Stainless Steel, Mater. Sci. Eng. A, 2012, Vol. 545, pp. 176–186.
[3] Valiev, R. Z., Langdon T. G., The Art and Science of Tailoring Materials by Nanostructuring for Advanced Properties Using SPD Techniques, Adv. Eng. Mater., 2010, Vol. 12, pp. 677-691.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВОДОРОДА С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ НИКЕЛЕМ ПРИЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ

Кузнецов П.В.[1,3], Беляева И.В.[1], Рахматулина Т.В.[1], Корзникова Е.А.[2], Корзников А.В.[2], Тюрин Ю.И.[3], Лидер А.М.[3], Кудияров В.Н.[3]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия
[2]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что свойства нано - и субмикрокристаллических (НК и СМК) материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), определяются высокой плотностью границ зерен (ГЗ) разнообразного типа и их неравновесностью [1]. В частности, согласно [1], транспортные свойства материалов с ультрамелкозернистой структурой зависят от иерархии внутренних интерфейсов, которые, могут быть расположены в порядке уменьшения коэффициента диффузии. В [2] показано, что низкотемпературный отжиг приводит к изменению размеров зерен и субзеренной структуры СМК никеля и степени неравновесности их границ, поэтому исследование диффузионных свойств может быть чувствительным зондом этих микроструктурных изменений. В настоящей работе в качестве зонда использовали водород, который благодаря малой массе имеет высокую диффузионную способность при комнатной температуре.

Исследовали образцы СМК никеля, полученного методом равноканального углового прессования. Методика подготовки образцов и результаты исследования их зеренно-субзеренной структуры после отжига при различной температуре с помощью сканирующего туннельного микроскопа подробно описаны в [2].

Наводораживание проводили электролитическим методом в растворе 0.1 М H_2SO_4 при постоянной плотности тока в течение 15 минут. Микроструктуру образцов до и после наводораживания исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА), а механические свойства контролировали путем измерения микротвердости.

Установлено, что наводораживание образцов СМК никеля в исходном состоянии и после отжига при Т=60 ºС приводит к повышению их микротвердости. При наводораживании образцов, отожженных при Т > 300ºС, наблюдается эффект размягчения структуры: их микротвердость становится меньше соответствующей характеристики ненаводороженных образцов.

С помощью РСА в наводороженных образцах в исходном состоянии обнаружена фаза гидрида никеля с объемной долей 2.3%, что объясняет повышение их

микротвердости. В образцах, отожженных при T~(180-240)ºC, РСА выявляет следы гидридов с объемной долей менее 1 %, что свидетельствует об уменьшении вероятности образования гидрида Ni_2H. В образцах, отожженных при T > 300ºC, наблюдается увеличение параметра решетки никеля, что свидетельствует об образовании твердого раствора водорода в никеле.

Таким образом, можно констатировать, что вероятность образования гидридов выше в неравновесной структуре СМК никеля с избыточной энергией, запасенной в процессе ИПД и высокой плотностью интерфейсов разного типа. Низкотемпературный отжиг приводит к перераспределению избыточной энергии СМК никеля между кристаллитами и интерфейсами и уменьшает вероятность образования гидрида никеля. В отожженных образцах СМК никеля образуется твердый раствор водорода в никеле. Полученные результаты обсуждаются с позиций изменения иерархии путей ускоренной диффузии, изменения вероятности захвата водорода дефектами, а также возможной роли энергии, запасенной в процессе ИПД никеля, в образовании гидрида никеля.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 12-02-31854 мол_а.

[1] X. Sauvage, G. Wilde, S. Divinsky, Z. Horita, R.Z. Valiev. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena // Mat. Sci. Eng. A 540 (2012), 1-12.

[2] Кузнецов П.В., Петракова И.В., Рахматулина Т.В., Батурин А.А., Корзников А.В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2012 - Т. 78 - №. 4, С. 26-34.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ТОЧНОСТЬ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

Кузнецова Е.В., Вавель А.Ю. Мелехин Д.А.

Пермский государственный технический университет, Пермь, Россия
fpmm@pstu.ru

Цилиндрические металлоизделия используются в узлах и элементах многих конструкций, механизмов техники и технологии, где зачастую подвергаются значительному температурному нагреву. Как показывает опыт, эксплуатационные режимы могут существенно влиять на качество и точность деталей после изготовления.

Помимо нагрева при эксплуатации, температурные остаточные напряжений могут появиться после различных методов обработки давлением, которые являются основными для изготовления цилиндрических металлоизделий. На заключительной стадии процесса изготовления детали подвергают механической обработке: резанием, точением, шлифованием ит.д. в зависимости от области применения и назначения металлоизделия.

Практически для всех выше перечисленных процессов можно определить температурные функции в зависимости от технологических параметров.

Например, при механической обработке резанием [1] температурные функции контакта можно определять в виде

$$T_K = T_0 + \frac{C_\theta v^{0.4} s^{0.24} t^{0.1} (\sin\varphi)^{0.26}}{K^{0.035} r^{0.11} F^{0.056}} \qquad (1)$$

где T_0 – температура центральных слоев детали; r – радиус закругления вершины резца; $k=t/s$; F – площадь поперечного сечения резца; v – скорость резания в м/мин; s – подача за

один оборот в мм/об; t – глубина резания в мм; φ – главный угол в плане; C_θ – постоянная, зависящая от обрабатываемого материала и инструмента.

С другой стороны решение задач термоупругости [2] для цилиндрических изделий определяют зависимости напряжений деформации и перемещений от температуры. Например, для длинных цилиндров (прутковых изделий) при условии ($\varepsilon_z = 0$) малых осевых деформаций, радиальные и окружные определяются в виде

$$\varepsilon_r = \frac{du}{dr}, \qquad \varepsilon_\theta = \frac{u}{r} \tag{2}$$

и после подстановки и решения уравнения равновесия определяются радиальные перемещения в зависимости от температурных функций

$$u = \frac{1+\mu}{1-\mu}\alpha[(1-2\mu)\frac{r}{b^2}\int_0^b Trdr + \frac{1}{r}\int_0^r Trdr], \tag{3}$$

где μ – модуль упругости и коэффициент Пуассона; α – коэффициент линейного расширения материала; r – текущий радиус проволоки; b – внешний радиус цилиндра.

Точность детали определяют величиной деформаций и перемещений на внешней поверхности, которые могут приводить к изменению размеров и допусков готовой металлопродукции. Таким образом, в работе представлена методика определения термоупругих деформаций и перемещений в цилиндрическом металлоизделии от действия остаточных напряжений, появившихся при нагреве детали после изготовления с целью определения допусков по размерам.

[1] Кузнецова Е.В., Вавель А.Ю. Параметры процесса механической обработки с учетом температурных. / Вестник ПНИПУ. Механика. 2013, № 1, с.136-147.

[2] Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела: 2-е изд., доп. – М.: Наука, 1977.

ОТНОСИТЕЛЬНО СХЕМЫ ПРЕВРАЩЕНИЙ ОХЛАЖДЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЁННОГО АУСТЕНИТА ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

Михайлов С.Б.[1], Михайлова Н.А.[3], Табатчикова Т.И.[2], Счастливцев В.М.[2]

[1]Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург, Россия
[2]УрО РАН Институт Физики Металлов, Екатеринбург, Россия
[3]Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, Екатеринбург, Россия
msb.immt@gmail.com

В плане схемы описания результатов формирования структур при охлаждении аустенита доэвтектоидных сталей [1] предлагается уточняющий вариант температурно-временной последовательности протекания фазовых превращений.

Шаг 1. В рамках температурной развёртки, за основу описания , предлагается принять **$\gamma \rightarrow \alpha$** перекристаллизацию по диффузионному и бездиффузионному механизмам относительно линии температур T_o [2]. При этом, в случае переохлаждения аустенита ниже температуры T_o формирование продуктов бездиффузионного превращения идёт с соблюдением размерного и кристаллографического соответствия (нормальный механизм индивидуального смещения атомов по типу рекристаллизационного [2,3]). В случае переохлаждения ниже температуры Дебая (запрет на индивидуальное тепловое смещение атомов) дополнительно подключается

требование только коллективного смещения атомов, определяя ***мартенситный*** механизм протекания перекристаллизации.

Шаг 2-1. В рамках развёртки по времени, в пределах температур реализации диффузионного механизма **γ→α** превращения, выделяется как минимум пять последовательных стадий: сегрегирование атомов (1), начало превращения с появлением малоуглеродистого избыточного феррита (2), насыщение по углероду оставшегося аустенита и его стабилизация по отношению к бездиффузионному превращению (3), по мере достижением предела растворимости в аустените *эвтектоидный распад* (совмещение перекристаллизации с распадом твёрдого раствора) с формированием «***верхнего перлита»***, либо при пониженных температурах, «***верхнего бейнита»***(4), коагуляция и коэлиценция карбидных фаз на фоне рекристаллизации феррита (5).

Шаг 2-2. В рамках развёртки по времени, в пределах температур реализации бездиффузионного механизма **γ→α** превращения, видоизменяется характер проявления стадий. Сегрегирование атомов (1), интенсивное **γ→α** превращение (2) с появлением **пересыщенной по углероду α- фазы** («видманштет» [2]) и её *распад* с формированием «**нижнего тонкопластинчатого перлита»** (патентированные структуры), а при пониженных температурах, «**нижнего бейнита»** (3)**.** Далее обезуглероживание сформированной ферритной фазы (4), в частности, ниже температуры $M_н$ «**мартенсита»**, за счёт выделения, насыщения по углероду, коагуляции и коэлисценции карбидных фаз (самоотпуск).

[1] Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. - 494 с.

[2] Основы материаловедения. Учебник для вузов. Под ред. И.И.Сидорина. М.: «Машиностроение», 1976. 436 с.

[3] Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука. 1977. – 237 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В Ni

Микрюков В.Р.[1], Дябденков В.В.[1], Старостенков М.Д.[2], Мясникова В.И.[1], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Алтайский государственный технический университет, Россия
genphys@mail.ru

Настоящая работа посвящена исследованию с помощью метода молекулярной динамики влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии вдоль тройных стыков большеугловых границ наклона и границ смешанного типа на примере никеля.

Тройной стык границ наклона создавался в центре расчетного блока путем сопряжения трех зерен, разориентированных относительно друг друга с помощью поворота вокруг оси параллельной линии тройного стыка. Изначально углы между границами в стыке задавались 120°. В работе рассматривались два тройных стыка границ наклона: с разориетацией зерен на углы 15°,15°,30° относительно оси <111> и на углы 18°, 18°, 36° относительно оси <100>.

При построении тройного стыка границ смешанного типа создавались три различно ориентированных кристалла таким образом, что плоскости XY соответствовала плоскость (111) первого кристалла, (100) второго и (110) третьего. Затем они дополнительно поворачивались на углы 5°, 15°, 35° соответственно вокруг оси Z, после чего из них, как и при создании стыков границ наклона, вырезались сегменты по 120° каждый, и производилось их сопряжение. В этом случае граничные условия на всех поверхностях полученного цилиндра задавались жесткими.

Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние проводилась динамическая релаксация структуры в два этапа. На первом этапе начальная температура была равна 0 К – производилось первичное сопряжение структуры зерен, в результате которого температура расчетного блока повышалась. На втором этапе расчетный блок выдерживался в течение 100 пс при постоянной температуре 1500 К. В заключении расчетный блок охлаждался до 0 К.

Для исследования влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии в области тройного стыка моделировался процесс продолжительностью 300 пс при температуре 1500 К. По окончании эксперимента расчетные блоки охлаждались до 0 К во избежание влияния тепловых колебаний атомов на расчет коэффициента диффузии. Кроме коэффициента самодиффузии в каждом случае рассчитывалось среднее значение энергии связи точечного дефекта с тройным стыком (или границами зерен).

При сравнении интенсивности атомных смещений вдоль границ зерен и тройных стыков преобладания диффузии вдоль стыков не наблюдалось. Согласно полученным картинам сравниваемые интенсивности были примерно одного порядка.

Заметного влияния на интенсивность самодиффузии вдоль тройного стыка обнаружено не было: коэффициент диффузии при различном числе введенных дефектов оставался тем же в пределах погрешности вычислений ($1–3\cdot10^{-11}$ $м^2/с$). В первую очередь это было связано с тем, что часть введенных в область тройного стыка дефектов в процессе моделирования мигрировали в границы зерен. Это наблюдалось для обоих типов дефектов. Диффузионная проницаемость стыков для всех трех типов образующих стык границ зерен (большеугловых наклона <111> и <100> и смешанного типа) была примерно одинаковой. Стыки, образованные малоугловыми или специальными границами, ввиду их относительно более упорядоченной структуры, по всей видимости, должны иметь относительно меньшую проницаемость.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов №13-02-00301_а, №12-08-98046-р_сибирь_а, №12-02-98000-р_сибирь_а.

АНАЛИЗ ТРОЙНОЙ ДИАГРАММЫ НА ОСНОВЕ БИНАРНОЙ СИСТЕМЫ Cu-Pd-Pt

Морозов М.М.[1], Клопотов А.А.[2], Потекаев А.И.[3], Маркова Т.Н.[1], Полуносик Е.А.[1], Громов В.Е.[1]

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*
gromov@physics.sibsiu.ru
[2]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*
klopotovaa@tsuab.ru
[3]*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*
potekaev@spti.tsu.ru

Сплавы Ag-Pd-Au-Cu широко используются как дентальные материалы благодаря их высоким механическим свойствам по сравнению со сплавами на основе золота. Особенности структурно-фазовых состояний металлических сплавов определяют их механические свойства, поэтому и необходим анализ этих состояний многокомпонентных сплавов. С целью выявления факторов, контролирующих структуру этих сплавов необходим анализ фазовых диаграмм от бинарных до многокомпонентных.

Цель настоящей работы – анализ строения тройных диаграмм состояния Cu-Pd-Pt. Изучение фазовых равновесий и кристаллических структур в системе Cu-Pd-Pt является одним из этапов исследования особенностей образования геометрически плотноупакованных структур на основе ГЦК решетки с одномерными и двумерными длиннопериодическими структурами $L1_2$(M) и $L1_2$(MM) и на основе ГЦТ решетки $L1_0$.

Двойные системы Cu-Pd, Cu-Pt и Pd-Pt, ограничивающие тройную систему Cu-Pd-Pt, обладают широким спектром сверхструктур $L1_0$, $L1_1$, $L1_2$, $L1_2$(M), $L1_2$(MM), $L1_3$ и B2, которые образуются в результате совмещенного фазового перехода порядок-беспорядок и структурно-фазовых превращений.

В литературе большое внимание уделено исследованию упорядоченным структурам в сплавах системы Cu-Pd. В системе Cu-Pd при кристаллизации во всем концентрационном интервале образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (Cu,Pd). При понижении температуры в твердом состоянии в результате фазовых переходов области стехиометрических составов образуются упорядоченные соединения Cu_3Pd при температуре 508°C с образованием сверхструктур $L1_2$, $L1_2$(M), $L1_2$(MM). В области состава Cu-40 ат.% Pd при температурах порядка 600 °C из разупорядоченного твердого раствора на основе ГЦК решетки в результате структурного фазового перехода, который сопровождается фазовым переходом порядок-беспорядок, образуется сверхструктура B2.

В сплавы в системе Cu-Pt при кристаллизации образуют непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1. Отличительной особенностью бинарной системы Cu-Pt от Cu-Pd является то, что в области эквиатомного состава в системе Cu-Pt образуется ромбоэдрическая сверхструктура $L1_1$ ($D_{3d}^5 - R\bar{3}m$) с 54-мя атомами на элементарную ячейку, а в системе Cu-Pd кубическая сверхструктура B2 ($O_h^1 - Pm3m$)с 2-мя атомами на элементарную ячейку. Это нашло отражение в распространении областей фазового равновесия тройных соединений с B2 и $L1_1$ структурами в тройной системе Cu-Pd-Pt. Области на основе этих соединений ограничены, занимают широкие области гомогенности, не соприкасаются и вытянуты в направлениях к углам изотермического треугольника. Такая форма областей тройных

соединений на основе сверхструктур B2 и $L1_1$ позволяет сделать предположения: первое – в соединении CuPt 3-й легирующий элемент (атомы Pd) равновероятным образом может занимать узлы атомов Cu и Pt в элементарной ячейке $L1_1$; второе - в соединении CuPd 3-й легирующий элемент (атомы Pt) равновероятным образом может занимать узлы атомов Cu и Pd в элементарной ячейке B2.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРИВАЕМОСТИ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Мухаметрахимов М. Х.

ФГБУ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
msia@mail.ru

Рост потребности в новой технике и развитие современного машиностроения связаны с изысканием новых экономически эффективных технологий формообразования деталей сложной конфигурации из традиционно труднообрабатываемых материалов. Одним из перспективных технологических направлений машиностроения является сварка давлением совмещенная со сверхпластической формовкой (СПФ/СД) [1]. Однако, например, при использовании диффузионной сварки, являющейся разновидностью сварки давлением, не всегда возможно получение гарантированного высокого качества твердофазного соединения (ТФС) на уровне основного материала. Основной причиной снижения прочности может служить рост зерен в обрабатываемом сплаве. Дело в том, что диффузионная сварка - это структурно неконтролируемый процесс, осуществляемый при температуре, как правило, не ниже 0,8 $T_{пл.}$ и напряжениях, меньших предела текучести материала. Решение задачи получения гарантированного качества ТФС возможно при сварке давлением в условиях как традиционной, так и низкотемпературной сверхпластичности (СП) [2,3].

Целью работы являлось физическое моделирование процесса соединения в твердом состоянии при пониженных температурах листовых заготовок микрокристаллического (МК) сплава ВТ6 в температурном интервале проявления низкотемпературной СП для экспериментальной проверки достижимости в полученном соединении уровня прочностных свойств, соответствующих основному материалу.

Эксперименты по соединению листовых заготовок из МК сплава ВТ6 проводили в вакуумной печи при сварочном давлении 4 МПа при температуре 750^{o}C.

Металлографические исследования показали, что в двухфазном сплаве ВТ6 при формирования твердофазного соединения при пониженной температуре размер зерна сохраняется, хотя его размер в α –фазе незначительно подрос по сравнению с исходным.

Как показали результаты механических испытаний на сдвиг с понижением температуры до 750^{o}C, образцы сохраняют прочностные свойства, и сдвиговая прочность ТФС составила 96% от соответствующей прочности основного материала.

[1] R.Ya. Lutfullin, A.A. Kruglov, R.V. Safiullin, M.Kh. Mukhametrahimov, O.A. Rudenko. Processing properties of nano- and submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy // Materials Science and Engineering A. 2009. V. 503. P. 52-54.

[2] А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин. Перспективы применения наноструктурных титановых сплавов в машиностроении // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. №1. С. 69-72.
[3] Р. Я. Лутфуллин, М. Х. Мухаметрахимов. Влияние исходной структуры на механические свойства соединенных в сверхпластическом состоянии образцов титанового сплава ВТ6 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. №2. С. 11-13.

ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.[1], **Чувильдеев В.Н.**[1], **Копылов В.И.**[2], **Лопатин Ю.Г.**[1]

[1]*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, Нижний Новгород, Россия*
[2]*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь*
Nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований влияния процессов возврата и рекристаллизации на предел макроупругости σ_o, предел текучести $\sigma_т$ и коэффициент зернограничного упрочнения K в соотношении Холла-Петча субмикрокристаллических (СМК) металлов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что характер зависимостей $\sigma_o(T_{отж})$ и $K(T_{отж})$ определяется характером процессов рекристаллизации. В случае, когда в СМК металлах при отжиге имеет место аномальный рост зерен, на зависимости $\sigma_o(T_{отж})$ наблюдается эффект аномального упрочнения: – в интервале температур отжига соответствующих температуре начала рекристаллизации (T_1), σ_o повышается на 30÷75% по сравнению с исходным значением. При дальнейшем увеличении температуры σ_o монотонно уменьшается, стремясь к значениям, характерным для отожженного состояния. В случае, когда процесс рекристаллизации в СМК металлах имеет обычный характер, величина предела макроупругости монотонно уменьшается с температурой отжига.

Следует отметить, что зависимость $\sigma_т(T_{отж})$ в общем случае не корреллирует с зависимостью $\sigma_o(T_{отж})$ – во-первых, эффект аномального упрочнения на зависимостях $\sigma_т(T_{отж})$ имеет меньший эффект (не более 10-20%) и, во-вторых, смещен относительно максимума на зависимости $\sigma_o(T_{отж})$ в область более низких температур.

Показано, что для всех исследованных СМК металлов величина K оказывается в 1.5-2 раза меньше, чем величина K_o для обычных крупнозернистых металлов.

Установлено, что зависимость $K(T_{отж})$ имеет немонотонный характер. В предрекристаллизационном интервале температур ($T<T_1$) наблюдается уменьшение величины K на 15-35%, причем величина K остается меньше аналогичного значения для крупнозернистых материалов K_o. В интервале температур $T\sim T_1$ наблюдается существенное повышение величины K в 2-3.5 раза до значений, превышающих величину K_o, после чего, при дальнейшем увеличении температуры отжига, величина K монотонно уменьшается до K_o. Масштаб повышения K и скорость этих изменений максимальны для СМК материалов, в которых наблюдается аномальный рост зерен.

Предложена модель эффекта аномального упрочнения и немонотонного изменения коэффициента K при отжиге СМК материалов. Показано, что немонотонный характер изменения прочностных характеристик СМК материалов в условиях аномального роста зерен обусловлен процессом накопления дефектов на мигрирующих

границах зерен. Получены выражения, позволяющие связать величину предела макроупругости, предела текучести и коэффициента K со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (№12-08-9003, 12-08-33080, 13-03-97109) и Минобрнауки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России»).

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В БЫСТРОЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОМ ПРОМЫШЛЕННОМ СПЛАВЕ Al-Mg-Mn

Петрова А.Н.[1], Бродова И.Г.[1], Яблонских Т.И.[1], Астафьев В.В.[1], Бельтюков А.Л.[2], Мухгалин В.В.[2], Ладьянов В.И.[2], Елистратова Е.Н.[3], Попцов М.Е.[3], Гроховская Л.Г.[3], Меренцов А.И.[4]

[1]ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
petrovanastya@yahoo.com
[2]ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, Россия
[3]ЗАО «УРАЛИНТЕХ»
[4]УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Одним из перспективных направлений современного металлургического производства является разработка технологии, сочетающей сверхбыстрое затвердевание расплава с пластической консолидацией материала. Данная работа посвящена изучению возможности применения такой технологии при изготовлении компактов из чешуек промышленного алюминиевого сплава системы Al-Mg-Mn (А5083).

В процессе проведения эксперимента использовали два способа получения быстрозакристаллизованного материала; а именно, разливка расплава на вращающийся металлический диск (спиннингование) и центробежное литье в щелевой медный кокиль. В первом случае получали чешуйки толщиной менее 500 мкм (скорость охлаждения расплава $V=10^6$ град/с), во втором – диски толщиной 700 мкм ($V=2\ 10^4$ град/с).

Исследовали влияние скорости охлаждения и температуры расплава на структуру и фазовый состав чешуек. Установлено, что при увеличении скорости охлаждения расплава от $2\ 10^4$ до 10^6 град/с размер зерна уменьшается от 25 до 5 мкм. Повышение температуры расплава от 650^o до 900^oC при $V = 2\ 10^4$ град/с приводит к росту зерна до 50 мкм. Специальный эксперимент показал, как влияет температурно – временная обработка расплава на размеры интерметаллидов и твердость основы сплава. Показано положительное влияние перегрева расплава над температурой ликвидус ($\Delta T=90^o$) на дисперсность ликвационных фаз эвтектического происхождения. Так в образцах, отлитых с $V=2\ 10^4$ град/с при $\Delta T=90^o$, размер алюминидов не превышает 200 нм, кроме того, материал обладает высокой твердостью (H_v = 800МПа). Чешуйки, полученные спиннингованием расплава без перегрева, имели толщину от 150 до 500 мкм. Увеличение скорости вращения диска от 360 до 800 об/мин слабо повлияло на размер

зерна, однако, способствовало измельчению ликвационных фаз от 1 до 0,5 мкм. Микротвердость чешуек H_v=1000МПа, что выше, чем дисков, полученных при

V=2 10^4 град/с. Это дает основание предположить наличие более легированной матрицы и создает предпосылки для реализации при последующих технологических операциях процесса распада пересыщенного твердого раствора с выделением наноразмерной β – фазы Al_3Mg_2 и дисперсоидов тугоплавких металлов.

По результатам рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов построены фазовые диаграммы сплава в зависимости от V, а по результатам электронной микроскопии установлены закономерности протекания фазовых и структурных превращений при быстрой закалке сплава А5083.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы интеграционных проектов фундаментальных исследований УрО РАН (проект №12-И-2031).

ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОАЛМАЗНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКЕ ШИХТЫ АЛЮМИНИЙ – ДЕТОНАЦИОННЫЙ НАНОАЛМАЗ

Плотников В.А., Макаров С.В., Богданов Д.Г.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
Plotnikov@phys.asu.ru

Одно из направлений современной техники является создание композиционных материалов с определенным сочетанием компонентов, образующих композит. Алмаз со своими уникальными свойствами, такими как твердость, теплопроводность, химическая стойкость к агрессивным средам делают его привлекательным компонентом для использования в производстве композита. В настоящее время широко развит метод детонационного синтеза наноалмазов, получающихся их углерода входящих в состав взрывчатых веществ при их детонации. Перспективным направлением применения детонационных наноалмазов является их использование в качестве исходного материала для создания металлоалмазного композита.

В работе представлены результаты получения металлоалмазного композита при высокотемпературной обработки прессованных смесей алюминия и детонационного наноалмаза. Порошок алюминия ПАП-1 и наноалмазы детонационного синтеза, взятые в соотношении по алюминию 5,10,20,30,40,50 и 70 wt%, тщательно перемешивались и прессовались в таблетки диаметром 10 mm и толщиной 3-5 mm. Максимальное усилие прессования 40kN. Подготовленные таким образом образцы отжигались в вакууме (остаточное давление 10^{-3} Torr) при температуре 950°C.

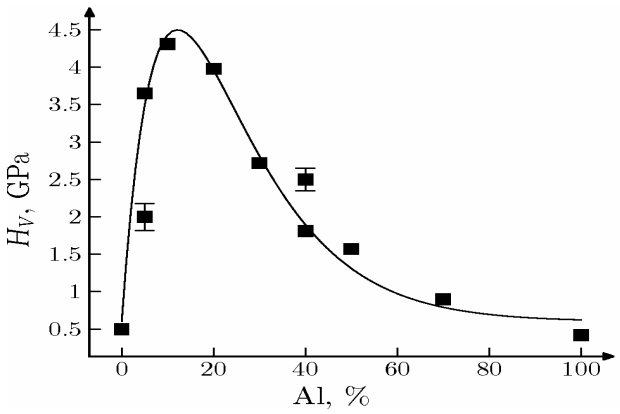


Рис. 1 Зависимость микротвердости металлоалмазного композита от концентрации алюминия.

На рис. 1 представлена зависимость микротвердости отожженных металлоалмазных композитов от

концентрации наноалмаза в исходной смеси порошков алюминия и детонационного наноалмаза.

Исходя из данных рисунка видно, что эта зависимость имеет максимум при концентрации алюминия около 10 wt %. При отсутствии алюминия в исходной смеси прочность материала низкая. Причина низкой прочности является высокая адсорбционная способность детонационных нанокристаллов алмаза, приводящая к высокой концентрации примесных атомов на поверхности наночастиц . Однако уже при небольшом добавлении алюминия прочность резко возрастает, что может свидетельствовать о связывании части примесных атомов алюминием и возникновении связей между наночастицами алмаза. Можно предположить, что образование связей между наночастицами приводит либо к образованию поликристаллических агрегатов, либо к образованию монокристаллических блоков при хорошем сопряжении границ отдельных нанокристаллов. Снижение прочности при увеличении концентрации алюминия, очевидно, обусловлено увеличением расстояния между частицами, заполненного алюминием.

УПРОЧНЕНИЕ И ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л.

ФГБУН ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
skorynina@imach.uran.ru

Целью работы явилось изучение влияния фрикционной обработки скользящим сферическим индентором на структуру, фазовый состав, прочностные и трибологические характеристики поверхностных слоев аустенитной нержавеющей стали 10Х18Н10Т. При оптимизации технологических параметров фрикционной обработки скользящими инденторами аустенитной стали по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и низкой шероховатости поверхности установлены преимущества использования индентора из синтетического алмаза и безокислительной среды аргона. Показано, что при увеличении кратности фрикционного воздействия возрастают полнота деформационного превращения аустенита в поверхностном слое исследуемой стали, характеристики прочности и сопротивления поверхностного слоя упругому и пластическому деформированию (по данным микроиндентирования), а также глубина упрочненного слоя. Методом электронной просвечивающей микроскопии установлено формирование в поверхностном слое аустенитной стали 10Х18Н10Т при фрикционной обработке сферическим индентором из синтетического алмаза в среде аргона при комнатной температуре фрагментированных субмикрокристаллических (с размером кристаллитов более 100 нм) и нанокристаллических (с размерами кристаллитов менее 100 нм) мартенситно-аустенитных структур. Установлено, что наноструктурирующая фрикционная обработка стали обеспечивает значительный рост износостойкости в условиях граничного трения (при испытаниях на трение скольжения со смазкой), а также существенное снижение интенсивности изнашивания (рис.) и коэффициента трения в условиях адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения). Рост износостойкости связан с тем, что предварительное наноструктурирование поверхности стали 10Х18Н10Т фрикционной обработкой приводит к устранению периода приработки, при которой происходит наиболее интенсивное изнашивание, а

также к замедлению разрушения материала в период его установившегося изнашивания (см. рис.).

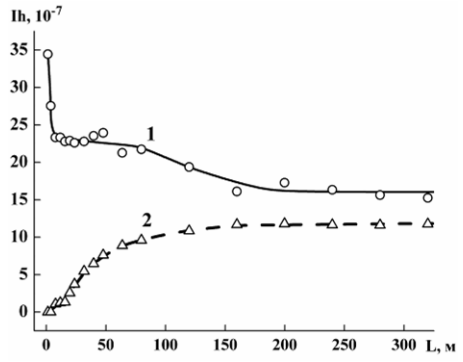


Рис. Изменение интенсивности изнашивания Ih на пути трения L при испытаниях на сухое трение скольжения по пластине из стали 45 (твердостью 50 HRC) образцов из аустенитной стали 10Х18Н10Т в исходном электрополированном состоянии (1) и после фрикционной обработки скользящим индентором из синтетического алмаза (2)

Работа выполнена при частичной поддержке программ фундаментальных исследований РАН (проекты № 12-Т-1-1010, № 12-П-1-1027) и гранта РФФИ № 11-08-01025-а.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ-6, ПОДВЕРГНУТОГО СОЧЕТАНИЮ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ И КРИОГЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Соколенко В.И.[1], Имаев Р.М.[2], Мац А.В.[1], Хаймович П.А.[1], Волчок О.И.[1], Оковит В.С.[1], Калиновский В.В.[1], Шульгин Н.А.[1]

[1]ННЦ ХФТИ НАН Украины, Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua
[2]ИПСМ РАН, Уфа, РФ

Структуры нанометрического масштаба, обеспечивающие высокий уровень свойств металлов и сплавов, можно получить применением больших пластических деформаций, используя такие традиционные методы деформации, как прокатка, волочение, экструзия, а также более сложные – равноканальное угловое прессование, винтовая экструзия, кручение под нагрузкой, всесторонняя изотермическая ковка. Низкие температуры являются дополнительным фактором измельчения структуры при пластической деформации, как это впервые было показано в работах, выполненных в ННЦ ХФТИ более 40 лет назад [1].

В настоящей работе титановый сплав ВТ6 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (~150-200 нм), сформированной в результате изотермической ковки [2], деформировался прокаткой и квазигидроэкструзией (КГЭ) при 77 К.

В результате последующей деформации прокаткой (ε=30-60%) сплава с УМЗ структурой наблюдалось разрушение исходных границ зерен (ε=30%) и значительное измельчение (до 70 нм) субзерен (ε=60%). Для материала, деформированного КГЭ, исходные границы разрушаются при ε=17 %, что сопровождается возникновением дислокационных скоплений и существенным возрастанием уровня внутренних напряжений.

Показано существенное увеличение прочностных характеристик УМЗ сплава после криогенных деформаций. Так, деформация КГЭ на ε=17 % проводит к увеличению предела пропорциональности $\sigma_{ПЦ}$ на ε=37 % и предела прочности $\sigma_{Б}$ на

33 %. Для образцов, деформированных КГЭ на ε=23 %, значения $\sigma_{ПЦ}$ и $\sigma_{Б}$ возрастают на 40 %. При этом отмечено незначительное (с ≈10% до ≈8%) снижение общего удлинения. Для образцов, деформированных прокаткой на 60 %, наблюдался прирост $\sigma_{ПЦ}$ и $\sigma_{Б}$ на 22 и 27%, соответственно, без потери пластичности.

В докладе также представлены данные о влиянии криогенной деформации прокаткой на характеристики внутреннего трения и упругие модули сплава в интервале температур 100-700 К. Для образцов, деформированных на ε=60%, отмечено появление широкого пика внутреннего трения интервале 300-450 К. Для всех исследованных структурных состояний характерно уменьшение модуля сдвига на ~15% в интервале температур 300–600 К

Обсуждаются процессы структурных изменений и возможные механизмы наблюдаемых эффектов.

Работа выполнена в рамках проекта №10-08-12 (У)/2 НАНУ и РФФИ РАН.

[1] Гиндин И.А., Лазарева М.Б., Лебедев В.П., Стародубов Я.Д., Мацевитый В.М., Хоткевич В.И. ФММ, **24**, вып.2, 347, (1967).
[2] Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Имаев Р.М. Вопросы материаловедения, №2, 20, (2008).

МАССОПЕРЕНОС В Ni-Fe ПРИ НАЛИЧИИ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ

Сосков А.А.[1], Старостенков М.Д.[2], Микрюков В.Р.[1], Громов В.Е.[1], Дербичева Н.С.[1], Проклушина Д.Е.[1]

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
gromov@physics.sibsiu.ru
[2]*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*
genphys@mail.ru

В работе делается попытка выявления особенностей массопереноса от характеристик компонент биметаллического сплава, а так же расстояния между дефектами. В качестве дефектов рассматривается комплексы вакансий и дислокации несоответствия на границе биметаллов: Ni-Fe, Au-Cu, Pt-Cu, Ni-Al, Pt-Al. Кристаллическая решетка моделировалась методом молекулярной динамики, атомы которой взаимодействовали посредством потенциала Морзе.

Граница между компонентами биметаллического сплава проходила через середину ячейки содержащей 3200 частиц (40*80 частиц). Ячейка представляла собой плоскость {111} ГЦК кристалла. Искусственно созданная граница раздела металлов, подвергалась процедуре релаксации, в течение которой граничные атомы занимали равновесное положение. В результате релаксации наблюдалось повышение температуры ячейки до нескольких десятков Кельвин. Время релаксации ячейки составило 100 пс, на этап охлаждения было отведено 10 пс. В итоге формировалась граница с характерными дислокациями несоответствия. Следующий этап эксперимента состоял из внедрения от 3 до 10 вакансий на различном расстоянии от границы биметалла. При релаксации ячейки происходили смещения атомов вдоль плотноупакованных направлений, обусловленные взаимодействием упругих полей комплекса вакансий и дислокаций. Серия компьютерных экспериментов показала, что внедрение комплекса вакансий приводит к смещению атомов вдоль направления

плотной упаковки от границы биметалла к месту внедрения вакансий. Можно выделить группу биметаллов, у которых наблюдался схожий механизм массопереноса при взаимодействии комплекса вакансий и дислокаций несоответствия.

Рассмотрим более подробно данный процесс на примере Ni – Fe. В процессе релаксации структуры происходили кооперативные атомные смещения от границы металлов в сторону внедрения вакансий, тем самым обеспечивая перемещения вакансионного комплекса к границы биметалла. После того, как вакансии достигали четвертого ряда от границы, начиналось движение ближайшей дислокации несоответствия в сторону вакансий. Таким образом, происходит своеобразная перестройка дефектов к более выгодному энергетическому состоянию системы. В результате подобного рода эстафетных атомных смещений происходит переползание дислокации несоответствия вглубь решетки Ni на число межатомных расстояний, равного числу вакансий. Внедрение различного количества вакансий на разном расстоянии от границы биметаллов показало, что с увеличением их числа увеличивается максимальное расстояние, на котором возможны кооперативные атомные смещения. Для Ni-Fe характерной являются следующая зависимость: три вакансии вызывают кооперативные атомные смещения на расстоянии до десяти межатомных расстояний от границы биметалла, четыре – до 15, пять – до 19, шесть – до 22 Дальнейшее увеличение числа вакансий не приводит к увеличению данного расстояния, а только влияет на время, за которое происходит массоперенос.

Рассматривается внедрение вакансионных объединений содержащих от трех до десяти вакансий в десятый ряд от границы биметалла Ni-Fe. Время, отложенное вдоль оси ординат в пикосекундах, включает в себя непосредственно массоперенос и время релаксации структуры после внедрения дефектов.

ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu ТИПА В96

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

[1]Учреждение Российской академии наук Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов Уральского Отделения РАН, Екатеринбург, Россия
[2]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» государственный научный центр Российской Федерации, Москва, Россия
troy-v@mail.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование фазового состава и тонкой структуры листов из промышленного алюминиевого сплава В96 системы Al-Zn-Mg-Cu, подвергнутых старению по различным режимам. Изучали фазовый состав, механизмы выделения (гомогенного в матрице и гетерогенного на дефектах структуры), распределение частиц по размерам, наличие вблизи границ зерен сплава зон, свободных от выделений, в зависимости от режимов старения.

Как показали систематические электронно-микроскопические исследования, зёренная структура сплава, характеризуется полигонизованной субструктурой с ориентированными в некотором направлении субзёрнами, размеры которых варьируются в пределах одного–двух микрометров в ширину и нескольких микрометров в длину. Внутри субзёрен присутствуют отдельные дислокации, плотность которых невелика. После старения Т1 (120 ºС, 5 ч) сплав содержит большое

количество дисперсных гомогенно выделившихся частиц размером 2–3 нм, однородно распределённых по объёму зёрен. Увеличение времени старения до 24 ч приводит к тому, что размеры частиц увеличиваются до 4–6 нм, однородность их распределения сохраняется. Общий вид структуры сохраняется и при последующих обработках: Т22 (120 ºС, 5 ч + 160 ºС, 3 ч) и серии обработок Т12 (Т22 + старение при 80 – 110 ºС). Размеры матричных выделений η'- фазы постепенно увеличиваются от 8-10 нм (при двухступенчатой обработке) до 10-12 нм (при трехступенчатых режимах) – что связано с дополнительным достариванием. Зернограничные выделения во всех случаях имеют более широкий разброс размеров - от 50 до 120 нм, а ширина зоны, свободной от выделений остается на уровне 20-30 нм. Механические свойства после различных обработок приведены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства образцов сплава В96

Режим старения	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ,%
Т1 (120 °С, 5 ч)	588	534	17,2
120 °С, 24 ч	603	560	17,4
Т22 (Т1 + 160 °С, 3 ч)	602	578	15,9
Т22 + 80 °С,10 ч	608	581	14,9
Т22 + 90 °С, 10 ч	611	586	15,6
Т22 + 100 °С, 10 ч	614	587	12,6
Т22 + 100 °С, 15 ч	614	589	13,2
Т22 + 110 °С, 10 ч	617	596	16,2

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКИХ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

Цветкова К.Ю.[1], Михайлов С.Б.[1], Веселов И.Н.[2], Пышминцев И.Ю.[2], Михайлова Н.А.[3]

[1]Уральский Федеральный Университет,
[2]Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности,
[3]Уральский Государственный Университет Путей Сообщения,
Екатеринбург, Россия,
msb.immt@gmail.com

Проведена расшифровка дилатометрических измерений имитирующих финишную термическую обработку образцов стали типа 26ХМФ - полная аустенитизация с охлаждением на мартенсит, бейнит, перлит и последующий максимально высокотемпературный отпуск [1].

Показано, что при охлаждении после отпуска чётко выявляются эффекты, сопровождающие выделение карбидных фаз, только при наличии в структуре стали перед отпуском бейнита, либо перлита. В случае же высокотемпературного отпуска чисто мартенситных структур подобные эффекты отсутствуют [2]. При этом высокие коррозионно-механические свойства труб из подобных сталей проявляются в случае отсутствия бейнита, либо перлита в структуре стали перед высокотемпературным отпуском [3].

Отмечено, что при отпуске мартенситных структур исследованной хромомолибденованадиевой стали формируются равномерно распределённые мелкодисперсные специальные карбиды вторичного твердения. Учитывая это, рассмотрена модель описанного выше эффекта, предполагающая что наличие таких карбидов минимизирует их взаимный обмен по углероду в процессе отпуска в отличии от структур, имеющих перед отпуском перлит, либо бейнит с более высоким разбросом в размерах карбидных фаз и появлением дополнительного перераспределения углерода между разноразмерными карбидами.

Сделано предположение, что вышесказанное обеспечивает для рассмотренной структуры высокоотпущенного мартенсита наиболее благоприятные условия формирования повышенного уровня коррозионной стойкости стали в условиях сероводородного воздействия.

[1] Использование результатов дилатометрического анализа для корректировки режимов термической обработки трубных сталей. Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Михайлова Н.А. - Труды XIX Международной научно-технической конференции «Трубы-2011». 27 – 28 сентября 2011, г. Челябинск, ОАО «РосНИТИ», часть II, 2012, с. 39 – 41.

[2] Дилатометрические эффекты при моделировании высокотемпературного отпуска трубных сталей. Цветкова К.Ю., Михайлов С.Б., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Михайлова Н.А. – Труды XX юбилейной научно-технической конференции «Трубы - 2012» 25-26 сентября 2012 г. Сочи – Челябинск, ОАО «РосНИТИ», часть 11, 2013, с. 118 – 119.

[3] Софрыгина О.А, Повышение технологических и эксплуатационных свойств трубных сталей за счёт рационального легирования и микролегирования. Автореферат диссертации к.т.н. Екатеринбург, УрФУ, 2012 – 24 с. Научный руководитель: Пышминцев И.Ю.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ ЛИТЕЙНЫХ СУПЕРИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Жилин А.С.[1], Грачев С.В.[1], Токарев В.В.[2]

[1]ФГАОУ ВПО "Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина", Екатеринбург, РФ
[2]ООО "Первый цех", Екатеринбург, РФ

Литейные суперинварные сплавы относятся к новой группе высоколегированных на Fe-Ni-Co-основе сплавов, обладающих специальными служебными свойствами (в частности, низкими значениями температурного коэффициента линейного расширения, $\alpha_{20\text{-}100} \leq 3{,}0 \cdot 10^{-6}\ K^{-1}$) и гарантирующих высокую термостабильность изделий в широких температурных интервалах (20-100°C; 20-150°C; 20-200°C). Особенностью технологии получения изучаемых сплавов является использование литья и отсутствие классических методов обработки металлов давлением на всех стадиях производства изделий.

Метод литья стал применим для получения качественных отливок после проработки базы легирования классических суперинварных сплавов. Предложено введение углерода в сплавы для повышения жидкотекучести с целью "временного легирования" γ-твёрдого раствора. Известно, что носителем инварных свойств является ГЦК-фаза (железо-никелевый аустенит) и введение углерода в твёрдый раствор приводит к снижению функциональных свойств сплавов (в частности, увеличиваются

значения температурного коэффициента линейного расширения). Однако разработанные режимы термической обработки изделий после кристаллизации, включающие одно- и двухступенчатые отжиги, приводят к снижению и выравниванию значений коэффициента термического расширения.

В работе изучены сплавы следующих составов: Fe-32%Ni-3,9%Co-0,6%C, Fe-32%Ni-6,4%Co-0,8%C и Fe-34%Ni-2,9%Co-1,7%C. Проведены дилатометрические исследования* сплавов в низко- и высокотемпературных областях на предмет определения поведения коэффициента теплового расширения сплавов; в результате данной работы показано, что после кристаллизации у всех анализируемых сплавов: $\alpha_{20\text{-}100} \geq 2{,}5\cdot10^{-6}$ K^{-1}. Термическая обработка по режиму отжига (800°C, 3ч) снижает и стабилизирует значения температурного коэффициента линейного расширения на уровне $1{,}0\cdot10^{-6}$ $K^{-1} \leq \alpha \leq 1{,}6\cdot10^{-6}$ K^{-1} в температурном интервале от комнатной до 100°C. При проведении операций термоциклирования в высокотемпературную область (до 800°C), включающих 5 циклов нагрева и охлаждения со скоростью 1,5°C/сек, параметры теплового расширения образцов, обработанных по режиму отжига (800°C, 3ч), сохраняли низкие значения в интервалах: 20-100°C; 20-150°C; 20-200°C. При изменении теплового воздействия в более высокотемпературных диапазонах: 20-300°C; 20-400°C; 20-500°C, - значения коэффициента линейного расширения возрастали и принимали значения $\alpha_{20\text{-}100} \geq 4{,}5\cdot10^{-6}$ K^{-1}. Таким образом, стабильные значения коэффициента расширения в низкотемпературной области (до 300°C) позволяют предположить об отсутствии фазовых превращений в сплавах после термической обработки по режиму отжига (800°C, 3ч), изменяющих морфологию структурных составляющих (в частности, графита).

Авторы выражают благодарность М.А. Рыжкову (каф. ТОиФМ УрФУ) за проведение дилатометрических исследований и помощь в обработке результатов.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРОЦЕССЫ РАЗВИТИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ

Зиновьева О.С.[1,2], Романова В.А.[1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
emelyanova@ispms.tsc.ru
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

В рамках данной работы с использованием методов численного моделирования исследовано влияние размера зерна на эволюцию мезоскопического деформационного рельефа на поверхности стали в условиях одноосного растяжения.

Трехмерные модельные поликристаллы с периодической структурой сгенерированы методом пошагового заполнения на сетке 250×100×250. Средний размер зерна варьируется от 15 до 30 мкм. В качестве материала используется высокопрочная сталь ЭК-181, экспериментально исследованная в [1]. Модель упруго-пластического поведения стали учитывает кристаллографическую ориентацию зерен через разброс упругих и пластических характеристик в пределах 10%, и деформационное упрочнение через зависимость напряжений течения зерен от накопленной пластической деформации, полученную путем аппроксимации экспериментальных данных [1].

Деформация мезообъема материала моделируется в трехмерной постановке. Краевая задача решается численно методом конечных разностей.

Расчеты показали, что размер зерна оказывает значительное влияние на развитие шероховатости. На основе численных экспериментов установлены основные закономерности развития поверхностного деформационного рельефа в поликристаллах стали с разным размером зерна. С использованием коммерческих программ для статистической обработки данных проведен вероятностно-статистический анализ процесса эволюции рельефа поверхности. Показано, что деформационный рельеф формируется в виде переплетающихся спиралевидных складок с самого начала пластического течения. В процессе последующего нагружения качественно картина рельефа поверхности не изменяется, растет только высота сформированных складок. Размер крупных (мезоскопических) складок составляет несколько зеренных диаметров. Такие складки образованы группами зерен, вовлеченных в совместное смещение в направлении, перпендикулярном свободной поверхности. На фоне мезоскопических структур наблюдаются более мелкие складки, связанные со смещением отдельных зерен друг относительно друга. При одинаковой высоте крупные рельефные образования характеризуются более плавным градиентом смещений по сравнению с мелкими складками. Поскольку градиенты смещений определяют деформацию, в локализации пластического течения также выделяется иерархия полос, связанных с пластическим течением по границам отдельных зерен и формированием мезоскопических областей локализации, образованных за счет смещения протяженных фрагментов материала. Выявлены зависимости характеристик рельефных складок на поверхности поликристаллической стали от размера зерна. Изучено напряженно-деформированное состояние, приводящее к изменению морфологии поверхности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 12-01-00436-а).

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

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

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

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

Известно, что в аморфных материалах под воздействием различных факторов (механическая нагрузка, тепловые и электромагнитные поля) протекают процессы перехода из метастабильного в более стабильное состояние, называемые структурной релаксацией [1]. В связи с этим изучалось поведение металлического стекла под воздействием постоянной механической нагрузки при различных температурах.

В качестве объекта исследования был выбран аморфный сплав на основе кобальта (АМАГ–180). Размеры образцов: ~3,5×0,02×40 мм. Первоначально производилось одноосное растяжение образцов данного сплава на разрывной машине Instron-5565 до механического напряжения 400 МПа. Далее процесс деформации останавливался, и непрерывно фиксировались показания датчика силы.

Установлено, что диаграмма σ-ε сплава на основе кобальта не имеет пластической стадии, т.е. деформируется упруго. Так при рассматриваемой нагрузке относительное удлинение образцов составляет 0, 13 мм или 0,3 % от длины образца.

После остановки деформации наблюдается постепенное снижение механического напряжения. Отмечено, что данный процесс протекает в 2 стадии: первоначально зависимость величины нагрузки от времени носит линейный характер, а затем нагрузка снижается по экспоненте, причем характер снижения на данной стадии носит ступенчатый характер.

Далее изучалось влияние температуры на скорость и характер структурной релаксации в исследуемом сплаве по методике, описанной выше, но уже при температурах 30 °С и 40 °С. Обнаружено, что процесс структурной релаксации протекает значительно быстрее, увеличивается величина снижения механического напряжения. Основное снижение происходит на первой стадии. Кроме того установлено, что при T = 30 °С на второй стадии снижения присутствуют «ступени» такие же как и в экспериментах при комнатной температуре (23 °С), а при T = 40 °С второй стадии не наблюдается, все снижение происходит однородно по экспоненте.

Установлено, что при T = 30 °С нагрузка в образце снижается на ≈40 % , а при T = 40 °С величина снижения нагрузки составляет 97 %.

Таким образом, структурная релаксация происходит в 2 стадии, причем одна из них носит ступенчатый характер. Обнаружено, что температура является дестабилизирующим фактором, ускоряющим интенсивность структурной релаксации как по величине снижения механического напряжения, так и по времени ее протекания.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 г.г.» (проект №14.B37.21.1161).

[1] Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд–во СибГИУ. 2006. 416 с.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТЕТРАГОНАЛЬНОГО МАРТЕНСИТА В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гундырев В.М., Зельдович В.И.

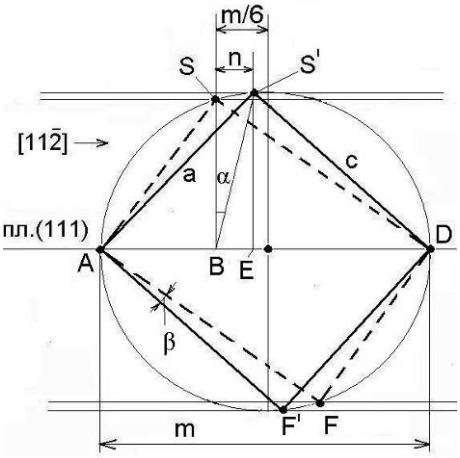
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
gundyrev@imp.uran.ru, zeldovich@imp.uran.ru

Кристаллографическая теория мартенситных превращений описывает образование кристалла мартенсита произведением трех матриц: деформации Бейна, деформации при инвариантной решетке и поворота. Для согласования с экспериментальными данными при мартенситном ГЦК→ОЦК превращении в стали требуется поворот на угол около 10 градусов. Трудно представить поворот кристалла мартенсита в стесненных условиях на такой большой угол. Чтобы описание мартенситного превращения было более реалистичным, нужно минимизировать угол поворота. С этой целью на примере сплава Fe-31%Ni с двойникованным мартенситом были рассмотрены три варианта описания деформации решетки [1,2]. Все варианты дали одинаковую плоскость габитуса, величину и направление макросдвига, но отличались углом поворота. При деформации решетки по схеме Бейна требуется

поворот на угол 9.8 градуса, при деформации по двухсдвиговой схеме Курдюмова-Закса – на 3.6 градуса, при деформации, предложенной нами, – 1.75 градуса [1,2].

Исходя из этих углов поворота, наш вариант деформации решетки является более реалистичным. Он заключается в деформации сдвига по системе двойникования ГЦК-решетки (по плоскости {111} в направлении $<11\bar{2}>$) и изменении размеров для получения ОЦК-решетки.

ОЦТ-решетка мартенсита, типичная для высокоуглеродистых сталей, легко получается деформацией Бейна. Это достигается уменьшением величины деформации по сравнению с ОЦК-решеткой. Данный факт считается доказательством реальности деформации Бейна. Однако нашим механизмом деформации решетки также может быть получен тетрагональный мартенсит, при этом деформация сдвига требуется меньше, чем для кубического мартенсита, для которого n равно $m/6$ [2]. Это видно из схемы деформации исходной ОЦТ-ячейки (ASDF) аустенита в ОЦТ-ячейку (AS'DF') мартенсита на рисунке. Величина тетрагональности c/a и угол поворота β связаны с величиной сдвига $tg\alpha$ следующими зависимостями:



$$\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{2 - \sqrt{2} \cdot tg\,\alpha}{1 + \sqrt{2} \cdot tg\,\alpha}} \quad , \quad \beta = arctg(\sqrt{2}) - arctg(c/a)$$

Таким образом, наш механизм, как и деформация Бейна, позволяет получить тетрагональную решетку мартенсита. Преимуществом нашего механизма является то, что он не только деформирует решетку, но и поворачивает ее на угол β, который соответствует углу поворота решетки при мартенситном превращении.

Работа выполнена по плану РАН, в рамках Программы УрО РАН 12-У-2-1022.

[1] Vyacheslav Gundyrev and Vitaly Zel'dovich. About the Mechanism of Deformation at Martensite Transformation in the Fe-31 wt%Ni Alloy // Materials Science Forum, 2013. V.738-739. ESOMAT 2012. P.20-24.

[2] Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного превращения в железоникелевом сплаве с двойникованным мартенситом // Известия РАН, серия физическая, 2013. Т.77. № 11.

ОБРАЗОВАНИЕ ЭПСИЛОН - МАРТЕНСИТА И УПОРЯДОЧЕННОЙ ГАММА - ФАЗЫ В Fe-Ni СПЛАВАХ ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Кабанова И.Г., Клюкина М.Ф., Катаева Н.В., Сагарадзе В.В.

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

В метастабильных аустенитных сталях нанокристаллическое состояние было реализовано в результате $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ превращений с размножением ориентировок γ-фазы (в соответствии с ориентационными соотношениями Курдюмова-Закса) до 576 в каждом исходном аустенитном зерне. Формирование наноразмерных кристаллов аустенита дает возможность получать новые функциональные и прочностные свойства. В частности, с помощью образования нанокристаллов аустенита удается в 1,5-2 раза повысить предел текучести безуглеродистого мартенсита, а также создать сплавы с регулируемым в широких пределах коэффициентом термического расширения.

Наиболее сложным и менее изученным в цикле $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ превращений в аустенитных сталях является обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение. В последнее время при анализе структурного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в Fe-Ni аустенитных сплавах были получены новые неожиданные результаты. В сплаве Fe-32Ni с высокой энергией дефектов упаковки была обнаружена промежуточная ε-фаза с ГПУ решеткой, образование которой предшествует появлению нанокристаллического аустенита. Формирующаяся при медленном нагреве γ-фаза в отдельных случаях подчиняется ориентационным соотношениям Хэдли-Брукса, а также испытывает упорядочение по типу $L1_0$, которое ранее было надежно обнаружено только на метеоритах.

Настоящая работа посвящена уточнению структурного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при медленном нагреве в сплаве Fe-32%Ni (Н32). В работе были определены условия раздвойникования линзовидного мартенсита и выяснен нижний температурный интервал образования промежуточной ε-фазы при нагреве со скоростями (0,01 и 0,2 град/мин). В этих условиях нагрева увеличивается время для развития диффузионных процессов и интервал $\alpha \rightarrow \varepsilon,\gamma$ превращения растягивается более, чем на 100°. Это дает возможность подробнее проанализировать все промежуточные стадии процесса перестройки решеток, а также исследовать диффузионные процессы перераспределения никеля между α и γ-фазами и оценить условия образования глобулярного аустенита на завершающей стадии $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения. Благодаря термической устойчивости продуктов превращения структурный и кристаллографический анализ образующихся высокотемпературных фаз можно было проводить при комнатной температуре.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной поддержке РАН (проект № 12-П-2-1043) и РФФИ (проект № 12-03-00013а).

ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Al-Fe

Луценко Е.В., Зубков А.И.

НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина
lutsenkoev@mail.ru

Алюминиевые сплавы, получаемые путем осаждения из паровой фазы в вакууме (PVD технология) обладают высокими прочностными свойствами [1, 2]. Но их практическое применение часто связано с требованием оптимального сочетания прочности и электропроводности, о чем в литературе имеется ограниченная информация. В этой связи целью настоящей работы явилось изучение прочности и удельного электросопротивления как конденсатов алюминия так и сплавов Al-Fe, полученных при различных технологических условиях. Объектами исследований являются фольги алюминия и сплавов Al-Fe толщиной до 100 мкм с содержанием железа от 0,1 до 0,5 ат. %. Образцы получали электронно-лучевым испарением состовляющих компонентов из различных источников в вакууме 10^{-3} Па и последующей конденсации на неориентирующих подложках. Варьировали материалы испарителей, температуру поверхности осаждения и концентрацию железа в конденсатах. Прочностные свойства изучали путем измерения микротвердости и испытанием в режиме активного растяжения, удельное электросопротивление определяли двухзондовым методом.

Показано, что снижением температуры подложки твердость фольг алюминия можно повысить до 1000 МПа, что соответствует значению высокопрочного алюминиевого сплава Д16 металлургического происхождения при значительно меньшем электросопротивлении. Дальнейшее повышение прочностных свойств достигнуто путем легирования алюминия железом до 0,5 ат. %, при этом твердость конденсатов повышается по сравнению с чистыми фольгами алюминия, полученными в аналогичных условиях почти в 2 раза.

Анализ температурных и концентрационных зависимостей измеряемых величин позволил сделать предположение об основных закономерностях кристаллизации двухкомпонентного пара алюминия и железа. По-видимому, практически нерастворимые в равновесных условиях в алюминии атомы железа адсорбируются на поверхности растущих зерен матричного металла и препятствуют их росту во время конденсации. При определенных технологических условиях атомы железа могут входить как в кристаллическую решетку алюминия, образуя аномальные пересыщенные твердые растворы, так и образовывать в объеме конденсата высокодисперсные частицы интерметаллидов [2]. Эти процессы наблюдались на аналогичных мало- или несмешивающихся системах на основе меди и железа [3, 4].

В работе показано, что изменяя технологические условия получения и элементный состав конденсатов можно в широких пределах целенаправленно варьировать соотношения прочностных и электропроводящих свойств сплавов на основе алюминия.

[1] H. Sasaki, K. Kita, J. Nagahora, A. Inoue, Mater. Trans. JIM 42 (2001) 1561.
[2] M. Sakurai, M. Matsuura, K. Kita, H. Sasaki, J. Nagahora, T. Kamiyama, E. Matsubara, Materials Science and Engineering A 375–377 (2004) 1224–1227.
[3] Зубков А. И., Глущенко М. А., Островерх А. А., Вестник НТУ «ХПИ» Сборник трудов. 2012. №66(972), С.186-189
[4] Бармин А.Е., Ильинский А.И., Зубков А.И., Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии - 2010, т. 8, № 3, С. 547—551.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМОМ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРАМИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА

Макаров А.В.[1], Егорова Л.Ю.[2], Табатчикова Т.И.[2], Счастливцев В.М.[2], Яковлева И.Л.[2], Осинцева А.Л.[1]

[1]*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, 620049, Россия*
makarov@imach.uran.ru
[2]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, 620219, Россия*
phym@imp.uran.ru

В настоящее время высокоуглеродистые стали с перлитной и бейнитной структурами находят широкое применение в таких подверженных изнашиванию изделиях, как железнодорожные колеса и рельсы, поэтому они должны иметь высокую твердость и повышенную износостойкость. Представляет интерес рассмотреть возможности дополнительного повышения износостойкости высокоуглеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита за счет легирования элементами замещения, в частности хромом.

С целью изучения влияния дополнительного легирования хромом в количестве ~1,5% (мас.) на структуру, твердость и износостойкость при абразивном воздействии высокоуглеродистых сталей, подвергнутых изотермическому γ→α-превращению при температурах 330–650 °С были исследованы стали ШХ15 (1,00% С, 1,42% Cr) и У10 (1,00% С).

В результате исследований было определено, что:

1. В легированной хромом высокоуглеродистой стали ШХ15 при изотермическом распаде аустенита образуется более дисперсный тонкопластинчатый перлит, чем перлит, полученный в аналогичных условиях в стали У10.

2. Для хромсодержащей стали ШХ15 установлены оптимальные температуры распада 550–600 ºС, при которых формируется структура тонкопластинчатого перлита с обогащенным хромом цементитом, характеризующегося повышенной абразивной износостойкостью по сравнению с менее дисперсным перлитом, полученным при температуре распада 650 ºС, верхним бейнитом, образующимся при температурах распада 525-420 ºС и даже более твердым нижним бейнитом, образующимся при температуре распада 330 ºС. Максимальную твердость (48,5 $HRC_э$) сталь ШХ15 приобретает после изотермического распада аустенита при 550 ºС (структура – тонкопластинчатый перлит) и 525 ºС (структура – смесь тонкопластинчатого перлита и верхнего бейнита).

3. Сравнительный анализ твердости и абразивной износостойкости сталей ШХ15 и У10, подвергнутых изотермическому γ→α-превращению при температурах 650-330 ºС, показывает, что легирование высокоуглеродистой (1,00% С) стали 1,42% Cr повышает твердость структур перлита различной дисперсности и бейнита, а также эффективно увеличивает износостойкость структуры тонкопластинчатого перлита. При этом не выявлено заметного положительного влияния легирования хромом на сопротивление абразивному изнашиванию верхнего бейнита.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01201064335), а также при частичной поддержке проектов Президиума УрО РАН № 12-У-21022, № 12-2-2-001 АРКТИКА, гранта РФФИ 13-01-00732_а.

УПРОЧНЕНИЕ ТОНКОЛИСТОВЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛЕЙ 08Х17Т И 15Х25Т МЕТОДОМ СКВОЗНОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Никулин С.А., Хаткевич В.М., Рожнов А.Б., Рогачев С.О.

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

Исследовано упрочнение тонколистовых образцов (толщиной 0,5 и 1,5 мм) сталей 08Х17Т и 15Х25Т методом сквозного «внутреннего» азотирования. Процесс «внутреннего» азотирования проводили при температуре выше 1000 ºС в кварцевом реакторе в среде чистого азота. Массовая доля азота в образцах после азотирования при выдержке от 1 до 4 ч варьировалась от 0,50 до 0,70 % для стали 08Х17Т и от 0,90 до 1,80 % для стали 15Х25Т; при массовой доле азота в исходном состоянии – менее 0,02 %.

Металлографический анализ структуры проводили методами оптической и сканирующей микроскопии. Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM-2000 FXII при ускоряющем напряжении 160 кВт (при увеличениях до х50000). Исследование состава фаз в образцах проводили с использованием рентгеновского дифрактометра RIGAKU Ultima IV. Для обработки и анализа дифракционных спектров использовалось программное обеспечение PDXL. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса (нагрузка 100 г, время выдержки 10 с) с помощью микротвердомера MICROMET 5101 с цифровой камерой Mitron MTV-62W1P. Испытания на растяжение плоских образцов проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell со скоростью растяжения 5 мм/мин на воздухе.

При «внутреннем» азотировании в стали 08Х17Т формируется структура мартенсита с выделениями частиц типа Cr_2N, а в стали 15Х25Т образуется слоистая структура, при этом отдельные слои состоят из смеси α-фазы, γ-фазы и частиц типа Cr_2N с различным соотношением. Отжиг обеих сталей после азотирования приводит к формированию структуры азотистого феррита с равномерно распределенными частицами типа Cr_2N различной морфологии и размеров (в зависимости от времени азотирования и режима отжига).

Сквозное азотирование образцов толщиной 0,5 мм обеспечивается в течение 1 ч для стали 08Х17Т и 4 ч для стали 15Х25Т.

Сквозное азотирование и отжиг при температуре 700 ºС в течение 1,5…5,0 ч, обеспечивает равномерное упрочнение материала по всей толщине образцов, при этом предел прочности стали 08Х17Т при температуре испытания 20 ºС повышается с 470 МПа в исходном рекристаллизованном состоянии до 990 МПа, а стали 15Х25Т – с 520 до 980 МПа, соответственно. При этом относительное удлинение после азотирования составило 17 и 9 % для сталей 08Х17Т и 15Х25Т, соответственно.

При температуре испытания 700ºС предел прочности стали 08Х17Т после азотирования повышается с 89 МПа в исходном рекристаллизованном состоянии до 220 МПа, а стали 15Х25Т – с 78 до 209 МПа, соответственно, при относительном удлинении обеих сталей 51-56 % и полностью вязком изломе.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ5-1

Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Антенорова Н.П.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
mmm@imach.uran.ru

Исследована структура, характер распределения значений микротвердости и модуля Юнга по ширине сварных швов, полученных лазерной сваркой листов титанового сплава ВТ5-1.

Строение материала сварного шва соответствует литому состоянию с разноосными зернами в центре и вытянутыми в направлении теплоотвода зернами, размеры которых больше по сравнению с зернами основы. Крупные первичные зерна заполнены разориентированными пакетами α – пластин.

В зонах термического влияния, толщина которых не более1,2 мм., формируется структура полиэдрических α – зерен и одиночные α – пластины, количество которых увеличивается по мере приближения к сварному шву.

По средним значениям микротвердости, мидуля Юнга и характеру распределения химических элементов все зоны сварных соединений практически равноценны. Для материала сварных швов характерны более высокие упругие свойства и меньшая пластичность, тогда как материал зон термического влияния характеризуется максимальной пластичностью. Это может положительно влиять на перераспределение возможных остаточных напряжений между зонами соединений.

Определены прочностные характеристики и тип разрушения при статическом изгибе.

По прочностным характеристикам материал сварного шва соответствует требованиям, предъявляемым к исследованному титановому сплаву ВТ5-1: среднее значение $\sigma_в$=820 МПа при установленном интервале 750 – 950 МПа; предел выносливости σ_{-1} = 525 МПа при установленном $\sigma_{-1} \geq$ 400 МПа. Даже присутствие внутренних микропор в материале сварных швов не снизило прочностные свойства по сравнению с основой.

Рельеф поверхности разрушения образцов со сварными швами после статического растяжения соответствует вязкому разрушению. Отдельные микроучастки квазискола наблюдали в зонах долома после испытаний на трещинностойкость.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-96061 и совместного проекта № 12-С-1-1026 «Создание научно – технологических основ применения лазерного излучения при сварке разнородных металлов и сплавов», выполняемого в ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург) и ИТПМ им. С.А. Христиановича СО РАН (г. Новосибирск).

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНОГО ТИПА В СТАЛИ 05Г2МФБ И ЕЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ

Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
sem17@mail.ru

Методы интенсивной пластической деформации позволяют получать материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1], которые отличаются высоким уровнем прочностных свойств. Это особенно актуально для материалов, в которых традиционными методами термической обработки невозможно получить требуемый уровень прочности [1], например, низкоуглеродистых сталей, широко применяемых при строительстве нефте- и газопроводов. При разработке материалов с УМЗ структурой с привлечением новых методов интенсивной пластической деформации невозможно обойтись без современных методов структурных исследований, таких, например, как дифракция обратно-рассеянных электронов, позволяющая анализировать структуру, текстуру и распределение разориентировок границ зерен построением ориентационных карт с шагом сканирования до десятков нм [2]. Из-за высокой запасенной энергии и неравновесности в УМЗ материалах, часто встает вопрос их термической стабильности в диапазоне рабочих температур, поэтому целью исследования явилось изучение УМЗ структуры стали 05Г2МФБ и ее термической стабильности.

Исследовано влияние интенсивной теплой деформации на процессы формирования УМЗ структуры в низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ и ее эволюцию при отжиге в интервале температур 500-700°С.

Развитие метода дифракция обратно-рассеянных электронов за последние десять лет сделало возможным его успешное применение для аттестации даже очень сложных структур — нанокристаллических, сильно деформированных, мартенситных и т.д. [2]. Метод дифракции обратно-рассеянных электронов интенсивно используется для изучения всех важнейших явлений в физическом материаловедении — пластической деформации, фазовых превращений, рекристаллизации, разрушения, коррозии и пр. [2].

Установлено, что применение разных схем деформации от теплой прокатки до изотермической ковки позволяет формировать в низкоуглеродистой стали УМЗ структуру различного типа: от волокнистой до равноосной.

Исследовано влияние температуры отжига на ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ, полученную методами всесторонней изотермической ковки (ВИК) и прокатки. При ВИК формируется УМЗ структура со средним размером фрагментов и зерен 0,4 мкм, которая стабильна при часовых отжигах до температуры 600°С. При температурах выше 600°С начинают протекать процессы рекристаллизации и роста зерен. Сформировавшиеся после прокатки волокнистая УМЗ структура остается стабильной при часовых отжигах до 550°С.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 12-02-31854 мол_а.

[1] Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В. Особенности субмикрокристаллической структуры и механических свойств низкоуглеродистой стали 12ГБА, подвергнутой теплой пластической деформации. Перспективные материалы, 2011, № 12, С. 423-427.

[2] Даниленко В.Н., Миронов С.Ю., Беляков А.Н., Жиляев А.П. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор). Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012, Т. 78, № 2, С.28-46.

ЭФФЕКТ НЕОСВАЛЬДОВСКОГО СОЗРЕВАНИЯ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМАХ С СУБМИКРОННЫМИ РАЗМЕРАМИ ЧАСТИЦ

Титаева Е.К., Федосеев В.Б.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Россия
zhe_1604@mail.ru, vbfedoseev@yandex.ru

Согласно термодинамической модели [1] в системах малого объёма с фазовыми превращениями типа раствор–кристалл может быть достигнуто очень высокое пересыщение раствора вплоть до полного термодинамического запрета кристаллизации.

В докладе описаны экспериментальные наблюдения, подтверждающие предсказанные термодинамической моделью закономерности, в частности продемонстрировано "неоствальдовское" поведение в ансамбле капель в фемто- и пиколитрового объёма, при котором время жизни и кристаллизации мелких капель существенно превышает время испарения крупных. Экспериментально показано, что такое поведение характерно для различных кристаллических веществ.

"Неоствальдовское" поведение ансамбля капель наблюдается для растворов KCl, $NaNO_3$, NH_4Cl, $NaClO_3$ и др. неорганических соединений. В качестве представителя органических кристаллических соединений для наблюдений использована винная кислота. Эффект устойчиво воспроизводится в опытах, выполненных при разных условиях, поэтому для его наблюдения нет особой необходимости термостатирования образцов или поддержания влажности воздуха в определенном диапазоне. При высокой влажности можно наблюдать устойчивые некристаллизующиеся капли раствора субмикронного размера. Контроль температуры и влажности может быть интересен при исследовании кинетических закономерностей. Результаты термодинамического описания [1] количественно согласуются с экспериментальными наблюдениями и позволяют интерпретировать "неоствальдовское" поведение. Воспроизводимость эффектов для неорганических и органических веществ позволяет утверждать, что описанные закономерности имеют общий характер.

Размерные эффекты при фазовых превращениях в фемто- и пиколитровых объёмах в соответствии с моделью объясняются двумя основными факторами: поверхностной энергией и условиями сохранения вещества. Во-первых, вклады поверхностной энергии границ системы и межфазной границы раствор–кристалл с уменьшением размера системы становятся сопоставимы с энергией Гиббса всей системы. Во-вторых, существенным становится изменение концентрации и химического потенциала растворителя даже при переходе небольшого количества растворённого компонента из раствора в кристаллическую фазу и обратно. Размерные эффекты заключаются в увеличении растворимости кристаллических веществ, а также достижении высоких критических пересыщений раствора вплоть до полного термодинамического запрета кристаллизации пересыщенного раствора.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-97064-р_поволжье_а).

[1] Федосеев В. Б., Федосеева Е. Н. // Письма в ЖЭТФ. 2013. Т. 97. вып.7. С. 473-478.

ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Al-Mg-Sc СПЛАВА

Жемчужникова Д.А.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия
zhemchuzhnikova@bsu.edu.ru

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Sc-Zr широко используются в космической технике, самолетостроении, судостроении и других отраслях промышленности благодаря сочетанию целого ряда ценных свойств. В частности, высокопрочный сплав 1575 системы Al-Mg-Sc, применяемый в судостроении, предназначен для работы при температуре сжиженного природного газа (-162°С) При изготовлении неразъемных конструкций из указанного сплава применяют различные виды сварки, но наибольший коэффициент прочности сварного шва (~95-100%) обеспечивает широко используемый в последнее время вид сварки – сварка трением с перемешиванием. Поэтому анализ механических свойств сварного соединения при пониженной температуре и их взаимосвязь с особенностями микроструктуры является важной задачей.

В качестве материала исследования был выбран алюминиевый сплав состава Al-6Mg-0,39Mn-0,2Sc-0,08Zr-0,06Cr-0,06Ti (% по массе), обозначенный здесь как 1575, полученный методом полунепрерывного литья с последующей гомогенизацией при температуре 360°С в течение 12 ч. Исходная микроструктура литого сплава однородная, состоящая из крупных равноосных зерен размером ~ 22 мкм. В равновесии с алюминиевым α-твердым раствором находятся фазы Al_6Mn и Al_3Sc. Результаты EBSD-анализа показали, что средний угол разориентировки сплава в литом состоянии составил 38°, доля большеугловых границ ~ 87%. Плотность дислокаций литого сплава относительно низкая и составляет 3×10^{12} м$^{-2}$.

Сварку трением с перемешиванием (СТП) осуществляли на вырезанных из литого сплава листах толщиной 10 мм. Скорость вращения зонда сварочного инструмента равнялась 500 об/мин при скорости подачи 150 мм/мин. В результате совместного влияния интенсивной пластической деформации и теплового воздействия при СТП в зоне перемешивания сварного шва сформировалась рекристаллизованная равноосная структура со средним размером зерен ~ 1 мкм и объемной долей большеугловых границ ~ 94%. Плотность дислокаций в этой зоне повысилась и составила 2×10^{13} м$^{-2}$. По телу зерен равномерно распределены Al_6Mn и Al_3Sc частицы.

Исследование механических свойств сплава и сварного соединения в интервале температур -196…20°С показало, что при комнатной температуре коэффициент прочности сварного шва равен ~ 107%, а при -196°С ~ 98%. Разрушение сварного соединения при этом происходило в зоне основного материала. Пластичность сварного шва при 20°С на 50% выше пластичности литого сплава и составляет 20%, при понижении температуры до -196°С это значение уменьшается до 14%, что равно удлинению до разрушения исходного материала.

Работа выполнена в рамках внутривузовского конкурса грантов 2013 года НИУ «БелГУ» для аспирантов и студентов на проведение исследований по приоритетным направлениям науки, технологий и техники.

МОДИФИЦИРУЮЩЕЕ ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ МЕДИ И ЖЕЛЕЗА

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

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

Известно [1], что эффективным способом диспергирования структуры металлических конденсатов является их легирование тугоплавкими соединениями или металлами. Вместе с тем, механизм этого явления изучен недостаточно [2]. В этой связи целью данной работы, является экспериментальное и теоретическое изучение закономерностей формирования конденсатов меди и железа легированных молибденом и вольфрамом. Объектами исследования служили отделенные от неориентирующих подложек фольги конденсатов толщиной до 100 мкм, полученные электронно-лучевым испарением компонентов из различных источников в вакууме ~ 10^{-3} Па (PVD технология). В зависимости от состава и технологических условий осаждения конденсаты имели различное структурное состояние: одно- и двухфазные высокодисперсные системы, микро- и нанометровой размерности; аномальные пересыщенные растворы W и Mo в ГЦК кристаллической решетки меди и т.д. Методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии изучены температурные и концентрационные зависимости: величины зерна, периода кристаллической решетки матричных металлов и морфологии частиц второй фазы.

Характерной особенностью концентрационных зависимостей размера зерна является сильное снижение этой величины при содержании легирующих элементов менее 1 ат. % с последующим выходом на насыщение. Минимально достигаемый размер зерна и необходимая концентрация W или Mo зависят от технологических условий получения и физико-химических свойств составляющих компонентов. Теоретически и экспериментально определенные концентрации W и Mo, полностью блокирующие рост зерен меди и железа при конденсации, достаточны для образования зернограничных сегрегаций, порядка одного монослоя, в матричных металлах. Монослойный характер зернограничных сегрегаций свидетельствует о повышении ими когезионной прочности границ зерен меди и железа [3], и является основным фактором, обеспечивающим высокую термическую стабильность исходной структуры этих объектов [4].

В работе показано, что формирование атомами W или Mo зернограничных сегрегаций, аномально пересыщенных растворов или частиц второй фазы может происходить одновременно или в определенной последовательности в зависимости от условий осаждения и физико-химических свойств компонентов конденсата.

[1] Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок. Москва: Металлургия, 1986. 143 с.
[2] Зубков А.И., Островерх О.О. О модифицирующем влиянии молибдена на вакуумные конденсаты меди // Вестник Национального технического университета «ХПИ» Сборник трудов. Тематический выпуск: Новые решения в современных технологиях. Харьков НТУ «ХПИ» 2012.-№26.- С. 155-159.
[3] Зенгуил Э. Физика поверхности. М.: Мир, 1990. 530 с.
[4] Зубков А.И Термическая стабильность нанокомпозитов, кристаллизуемых в вакууме // Вестник Тамбовского университета. – Серия: Естественные и технические науки. – Тамбов : Вестник ТГУ, 2010. – Т. 15. – Вып. 3.- С. 846-848.

О ПРИЧИНАХ РАЗНОЗЕРНИСТОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ 12Х18Н12Т

Волкова Е.Г.[1], Сагарадзе В.В.[1], Пышминцев И.Ю.[2], Бакунова А.А.[2]

[1]ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2]Трубная металлургическая компания, Челябинск-Екатеринбург, Россия

Методами сканирующей и просвечивающей микроскопии исследована структура трубы из аустенитной стали 12Х18Н12Т, имеющей толщину стенки – 7 мм. В процессе изготовления трубы при деформации применялась смазка, содержащая графит. Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (Quanta 200, JEM 200CX) была изучена микроструктура внешней и внутренней частей трубы. На рис. 1 показан продольный срез трубы. Хорошо видно, что размер зерна в тонком слое (~150 мкм), с внутренней стороны трубы, существенно меньше, чем в общем объеме. Размер зерна во внутреннем слое колеблется от 2 до 17 мкм. В середине трубы и ближе к внешнему краю размер зерна 50 – 80 мкм. Причины такой разнозернистости необходимо было определить. Был проведен анализ состава по сечению образца (микроанализ, Quanta 200) обнаружено, что содержание углерода в мелкозернистой части образца существенно выше, чем в крупнокристаллической.

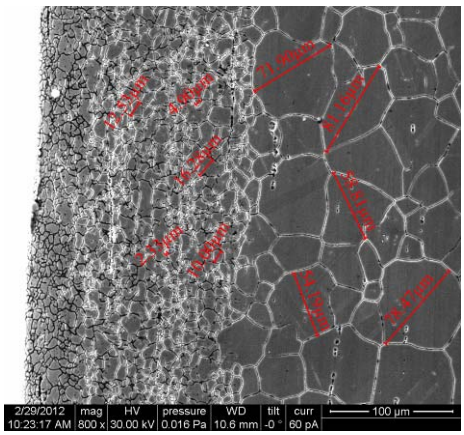
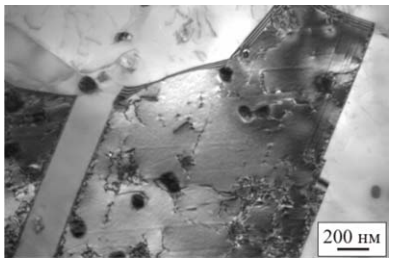


Рис. 1. Зеренная структура трубы из стали 12Х18Н12Т в поперечном сечении.

Было проведено электронно-микроскопическое исследование структуры образцов, вырезанных из внутренней и внешней частей трубы (рис. 2).



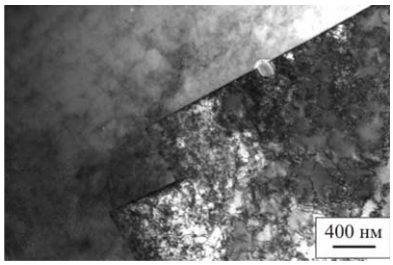


Рис. 2. Структура стали 12Х18Н12Т в тонком внутреннем слое (а) и в остальной части трубы (б).

Видно, что содержание карбидов титана во внутренней части трубы больше, чем во внешней. Хорошо известно, что такие карбидные частицы сдерживают рост зерна, что и наблюдается в эксперименте. Во внешней части трубы карбидов меньше и зерно увеличивается в размере.

Образец был исследован также на спектрометре Spektromax. Эти исследования показали, что содержание углерода по крайней мере в два раза увеличено в тонком внутреннем мелкозернистом слое. По остальным элементам концентрация практически не меняется.

В результате исследования тремя различными методиками показано, что содержание углерода во внутреннем слое трубы (шириной ~150 мкм) существенно превышает содержание углерода в остальной части трубы, что связано с развитием науглероживания из графитовой смазки при высокотемпературном процессе изготовления трубы. Такое увеличение углеродной компоненты приводит к появлению значительного количества частиц TiC в аустенитной матрице и как следствие к разнозернистости.

КРИТИЧЕСКИЙ РАЗМЕР ЗЕРНА ДЛЯ ПРОТЕКАНИЯ γ−α МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe31NiC ПРИ КОНЦЕНТРАЦИЯХ (0-0.28)мас.%C

Анциферов В.Н.[1], Кащенко М.П.[2], Королев А.В.[3], Оглезнева С.А.[1]

[1]*Пермский национальный исследовательский университет, Пермь, Россия*
director@pm.pstu.ac.ru, osa@pm.pstu.ac.ru
[2]*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*
mpk46@mail.ru
[2]*Уральский государственный лесотехнический университет Екатеринбург, Россия*
[3]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
korolyov@imp.uran.ru

В динамической теории γ−α мартенситного превращения (МП) в сплавах на основе железа [1, 2] предсказано существование особых концентраций легирующих элементов C*, приближение к которым сопровождается ростом критического размера зерна D_c и падением температуры начала превращения M_s. Согласно анализу экспериментальных данных [3], типичный размер $D_c \approx 1$мкм для сплава Fe31Ni возрастает на порядок при добавлении 0.28мас.% углерода. Данная работа посвящена первому этапу экспериментальной проверки выводов [1, 2], связанному с отработкой методик приготовления образцов, измерений M_s и размеров D_c в сплавах Fe31NiC при концентрациях углерода из интервала (0-0.28)мас.%. Образцы аустенита содержали зерна с распределением размеров (2-50) мкм. Температуры начала M_s и окончания M_f γ−α МП фиксировались магнитометрически при изменении температуры в интервале от комнатной до 4К. M_s сопоставлялась точка перегиба на кривой температурной зависимости намагниченности в ходе охлаждения, поскольку α-фаза обладает большей намагниченностью, чем γ-фаза. M_f сопоставлялась температура, при которой зависимости намагниченности от температуры при охлаждении и нагреве начинают расходиться. В соответствии с [1, 2] температура M_f интерпретируется как температура M_s, но в зернах с размером D_u (от «up»), еще превышающем D_c (D_u-наименьший из диаметров превратившихся зерен). Снизу величину D_c лимитирует размер D_d (от «down»), совпадающий с наибольшим диаметром мелких непревратившихся зерен ($D_u < D_c < D_d$). В условиях ограниченной статистики наблюдений (по данным оптической микроскопии поверхности превращенных образцов) можно, например, утверждать, что при средней концентрации углерода 0.19мас.% D_u близко к (4-5) мкм, а D_d – к (2-3)мкм. Этот результат согласуется с указанными выше данными, поскольку для промежуточной концентрации углерода можно ожидать, что D_c принадлежит интервалу (1-10) мкм. Весьма интересным является существование относительно крупных непревратившихся зерен с диаметрами (20-30) мкм. Этот факт, согласно [2], может быть связан с разбиением зерен субграницами, снижающими размеры объемов, свободных от дефектов, обладающих дальнодействующими упругими полями, до значений меньших D_c. Проверка этого вывода, как и наиболее интересного ожидаемого результата о значениях D_c выше уровня 10 мкм при концентрациях углерода выше 0.28 мас.%,- задачи второго запланированного этапа исследований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (номер проекта 11-08-96020).

[1] Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
[2] Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель γ−α мартенситного превращения в сплавах железа и решение проблемы критического размера зерна. – М. –Ижевск:

НИЦ “Регулярная и хаотическая динамика”, Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. – 133 с.
[3] Umemoto M. and Owen W. S. Effects of austenitizing temperature and austenite grain size on the formation of athermal martensite in an ironnickel and an iron-nickel-carbon alloy // Metallurgical transactions. 1974. V. 5. P. 2041−2046.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ У10

Егорова Л.Ю.[1], Саврай Р.А.[2], Березовская В.В.[3], Макаров А.В.[2,3], Счастливцев В.М.[1], Табатчикова Т.И.[1], Меркушкин Е.А.[3]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
phym@imp.uran.ru
[2]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ras@imach.uran.ru
[3]Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
ber6141@yandex.ru

Условия эксплуатации оказывают существенное влияние на работоспособность материалов. Углеродистые стали составов, близких к эвтектоидному, имеющие перлитную структуру, широко используются для изготовления железнодорожных рельсов и колес, которые работают в условиях повышенных контактных и термических нагрузок. До сих пор при исследовании этих сталей большое внимание уделялось изучению структуры, механических и трибологических свойств при различных термических и механических воздействиях. Однако указанные изделия также подвергаются воздействию окружающей среды, поэтому несомненный научный и практический интерес представляет исследование коррозионных процессов, которые могут происходить при их эксплуатации, так как эти стали не являются коррозионностойкими. Таким образом, целью настоящей работы явилось исследование стойкости к питтинговой коррозии заэвтектоидной стали У10 со структурами грубопластинчатого и тонкопластинчатого перлита, полученными в процессе изотермического распада при температурах 650 и 500 °С соответственно, а также при дополнительном отжиге тонкопластинчатого перлита при температуре 650 °С в течение 10 и 300 мин.

В результате поляризационных испытаний питтинговой коррозии заэвтектоидной стали У10 с различными перлитными структурами было установлено, что уменьшение температуры изотермического распада от 650 °С (грубопластинчатый перлит) до 500 °С (тонкопластинчатый перлит) приводит к повышению сопротивления образованию питтингов.

Дополнительный кратковременный отжиг тонкопластинчатого перлита в течение 10 мин резко снижает потенциал питтингообразования и уменьшает стойкость стали к питтинговой коррозии. Увеличение длительности отжига тонкопластинчатого перлита до 300 мин, когда происходит сфероидизация цементита, приводит к дальнейшему относительно небольшому снижению потенциала питтингообразования, однако при этом возрастает способность стали к репассивации и количество питтингов в структуре уменьшается.

Таким образом, с точки зрения стойкости к питтинговой коррозии, наилучшим из исследованных структурных состояний заэвтектоидной стали У10 следует считать неравновесную структуру тонкопластинчатого перлита, полученную в результате изотермического распада при температуре 500 °С.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01201064335), а также при частичной поддержке проектов Президиума УрО РАН № 12-У-21022, № 12-2-2-001 АРКТИКА, гранта РФФИ 13-01-00732_а.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ ПОЛУЧАЕМЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДЛЯ НЕФТЕХИМИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ СЕВЕРА

Плотников А.В., Гринберг Б.А., Елкина О.А.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
alexx_2002@inbox.ru

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии была исследована структура переходной зоны соединения сталей 08Х13 – 12ХМ. Полученный сваркой взрывом композит используется при изготовлении оболочки коксовой камеры. Использовались хромистая сталь 08Х13, которая является коррозионностойкой и жаростойкой (вплоть до 750-800 ^{o}С) и низколегированная сталь 12ХМ. После сварки проводили высокий отпуск при 680-700° С в течение 2 часов. Композит получен на ОАО «Уралхиммаш».В результате СЭМ анализа показано, что структура исследуемого сварного соединения состоит из слоев (Рис.1). Для удобства эти слои перенумерованы следующим образом: сталь 12ХМ, 1 - рекристаллизованная область 2 - зона локального расплавления; сталь О8Х13, 3 - зона стержневидных карбидов, 4 - область с меньшей плотностью карбидов, не имеющих огранки. Последовательность слоев завершает слой рекристаллизованной хромистой стали. Из всех слоев, представленных на рис. 1, наиболее характерным для данного соединения является слой стержневидных карбидов (зона 3). Плотность карбидов в зоне 3 выше, чем в зоне локального расплавления (зона 2). Свидетелем расплавления является неоднородность распределения хрома в этой области, приводящая к превышению локальной концентрации хрома (4.5-8 вес.%) по сравнению с исходной (1вес.%) в несколько раз. Карбиды в зоне 3 представляют собой ограненные стержни различной длины, имеющие в поперечном сечении размер примерно 200 нм, видно, что карбиды образуют колонии. Микротвердость зоны карбидов достигает значения 3600 МПа, что примерно на 2000

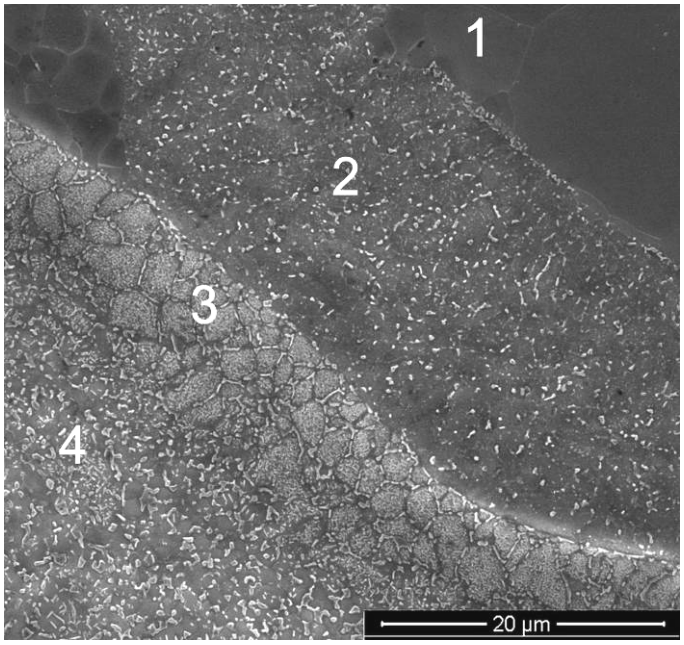


Рис.1

МПа превышает микротвердость используемых сталей.

Среди слоев наибольшее сопротивление распространению пластической деформации оказывает слой, состоящий из колоний стержневидных карбидов. Именно этот слой и представляет собой зону риска для оболочки коксовой камеры. В процессе эксплуатации стенка камеры подвергается давлению из-за перемешивания тяжелых фракций нефти. При этом колонии карбидов играют роль ”лабиринта”, из которого дислокации не могут выбраться. В результате возникают концентраторы напряжений, инициирующие развитие трещин.

Мы предполагаем, что режим термообработки после сварки взрывом был выбран неудачно, поскольку отпуск при 700°С может привести к эвтектоидному распаду и возникновению стержневидных карбидов.

Исследования выполнены в Центре коллективного пользования электронной микроскопии УрО РАН. Работа выполнена в рамках проекта 12-2-2-007-АРКТИКА.

ДИАГНОСТИКА СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ ГРЕЙФЕРНОГО КРАНА

Пояркова Е.В.[1], Авдонин А.М.[2], Камышев О.Г.[2]

[1]Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
[2]ОАО «Уральская сталь», Новотроицк, Россия
liniklika@mail.ru

Современное производство немыслимо без применения грузоподъемного (ГПО) оборудования. И не секрет, что большинство организаций эксплуатируют краны, унаследованные еще с Советского периода. Обновление парка кранов осуществляется крайне медленно и в большинстве случаев ремонты производятся в местах эксплуатации крана. Как правило, без демонтажа фрагмента металлоконструкции крана применение прогрессивных методов сваривания металла, как способа восстановления конструкции, невозможно. Такой нетипичный случай выхода из строя представителя ГПО был рассмотрен нами.

Для исследования был выбран фрагмент из маятниковой ноги металлоконструкции козлового двухконсольного грейферного крана грузоподъемностью 30 тонн производства ВНИИПТМАШ. До момента демонтажа кран отработал порядка 28 лет. Использовался для транспортировки сыпучих материалов на открытом складе угля, эксплуатировался в крайне агрессивных

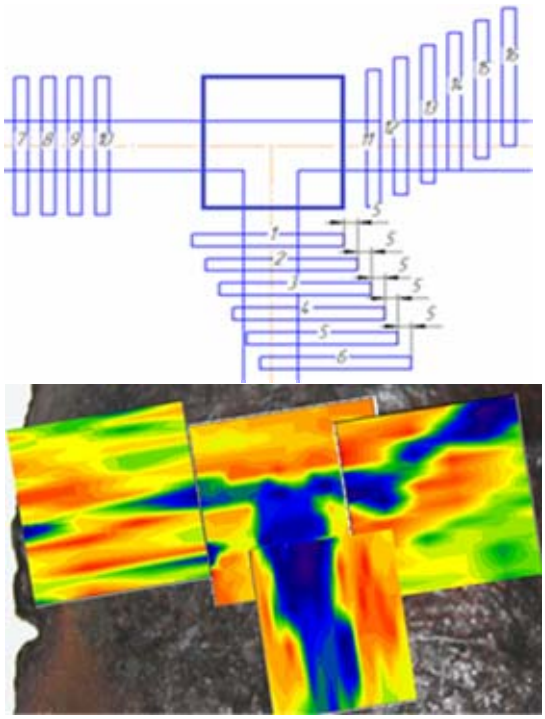


Рис.1 – Фрагмент маятниковой ноги грейферного крана, карта раскроя образцов, результаты дюрометрического контроля

погодных условиях. Из-за конструктивных особенностей нога крана находилась в сжатом напряженном состоянии.

Были изготовлены образцы с размерами 10х5х56 мм. Вырезка осуществлялась по схеме, представленной на рисунке:

- примечательно, что образцы с 1 по 6 и с 11 по 16 изготовлены со смещением от оси шва каждый на 5 мм и соответствуют сварным соединениям заводского типа;

На месте пересечения швов после значительного срока эксплуатации образовалась трещина, «заваренная ремонтным швом». На образовании этой трещины и был вырезан образец с т-образным швом. Дюрометрический анализ швов проводился с целью тотальной диагностики механического поведения сварных элементов конструкции. Замеры твердости производили в поперечном сечении сварных соединений в точках с шагом 2 мм в три параллельных ряда по стандартной методике. Так как изготовленные образцы разрезаны на равные части с равным интервалом, то это позволило представить объемную картину распределения твердости по всему исследуемому фрагменту маятниковой ноги перегружателя. Результаты многочисленных измерений были обработаны с помощью программы SigmaPlot и представлены в виде поверхностных диаграмм распределения твердости. У образца, изготовленного из электросварной трубы продольным швом (ножка буквы Т) и сваренных в заводских условиях поперечных швов (шляпка буквы Т) имеется ремонтный шов на их пересечении, установлено резкое падение прочности в центральной его области. Этот факт характерен при использовании сварочного материала (электрода) с исходными меньшими прочностными свойствами нежели основной свариваемый металл.

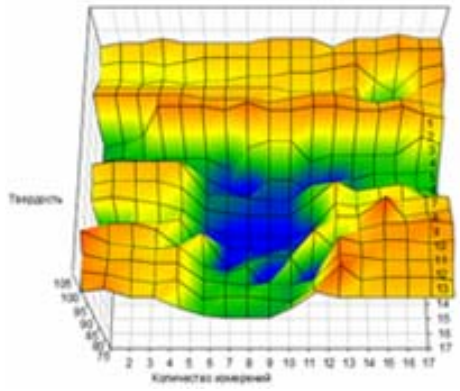


Рис.2 – Топографическая карта распределения твердости в ремонтном сварном шве

Ремонтные сварные швы с т-образным соединением выполняют роль локализованных участков с пониженными прочностными характеристиками, которые в свою очередь нарушают механическую однородность всей сварной конструкции.

Полученные данные при исследовании сварных соединений показывают, что выполненные при проведении ремонтов соединения имеют весьма выраженную разнородность в структуре по всему сечению ремонтного сварного шва, а также значительные перепады значений твердости по направлению от основного металла к металлу шва, что

однозначно отрицательно сказывается на их прочностных характеристиках и эксплуатационных свойствах. Как известно, ударная вязкость в значительной мере отражает состояние поверхности образца, т. к. распределение деформации в образце неравномерно и часто бывает сосредоточено, в основном, в поверхностных слоях. Результаты испытаний образцов на ударную вязкость по стандартной методике представлены на рисунке 3.

Выявлена неоднородность и в распределении по поверхности энергетических характеристиках металла фрагмента маятниковой ноги перегружателя грейферного крана. При этом наблюдаются явно выраженные «мягкие прослойки» или участки с чередующимися слоями, обусловленные структурными особенностями этих сварных соединений.

Рис.3 – Распределение ударной вязкости по сечению сварного соединения из маятниковой ноги, Дж/м^2

Итак, диагностика возможности дальнейшей эксплуатации грейферного крана показала, что при ремонте металлоконструкций ГПО необходимо не только исправлять образовавшиеся трещины, но и заменять целые участки металлоконструкций. Рекомендовано также устанавливать характер распределения значений твердости по сечению сварного шва при сваривании разновозрастных (старого и нового) металлов для оценки работоспособности металлоконструкций ГПО и выполнять подбор материалов электродов со свойствами идентичными свойствам стали, имеющимися в данный период эксплуатации.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СУБСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 10Х18Н8Д3БР

Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н.

Национальный исследовательский университет «Белгородский государственный университет», Белгород, Россия
yanushkevich@bsu.edu.ru

Основными преимуществами аустенитных коррозионно-стойких сталей являются их высокие служебные характеристики, такие как прочность, пластичность, коррозионная стойкость в большинстве рабочих сред и хорошая технологичность. Однако, применение аустенитных сталей в качестве конструкционного материала сдерживается низким пределом текучести. Одним из традиционных способов повышения прочности материала является горячая или теплая деформационная обработка сопровождаемая развитием динамической рекристаллизации, которая приводит к измельчению зерен и формированию развитой субструктуры [1]. Для эффективного использования механизмов структурного упрочнения необходимо изучение закономерностей структурных изменений в стали в процессе прокатки в широком интервале температур и степеней деформации.

Целью настоящей работы является детальное исследование субструктуры стали 10Х18Н8Д3БР, подвергнутой многократной прокатке при температурах от 500 до 1000°С до истинных степеней деформации 0,5; 1; 1,5; 2.

Прутки аустенитной коррозионно-стойкой стали 10Х18Н8Д3БР (Fe-0,1C-0,1Si-0,95Mn-0,01P-0,006S-18,4Cr-7,85Ni-0,5Nb-2,24Cu-0,12N-0,005B (вес.%)) были подвергнуты прокатке в несколько проходов, предварительно нагревая заготовки в муфельной печи при температурах от 500 до 1000°С. Прокатку проводили до истинных степеней деформации ε~0,5; 1; 1,5; 2. Разориентировка границ (суб)зерен определялась методом Кикучи-линий [2].

После теплой прокатки субструктура деформации характеризуется высокой плотностью дислокаций и формированием четких субграниц, разделяющих исходные зерна. Среднее поперечное расстояние между малоугловыми границами увеличивается от 100 до 200 нм с увеличением температуры деформации от 500 до 1000°С. При температуре прокатки 600°С уже при относительно низкой истинной степени деформации ε = 0,5 формируются многочисленные субграницы с высокоугловой разориентировкой, которые располагаются параллельно направлению прокатки, что приводит к формированию удлиненных в направлении течения металла зерен и субзерен. Прокатка при 1000°С характеризуется формированием более равноосных зерен и субзерен с пониженной плотностью дислокаций. Средний угол разориенировки субграниц составляет 4° при ε = 0,5. Разориентировка субзерен увеличивается с увеличением степени деформации. Средняя разориентировка границ зерен и субзерен достигает 27° при ε = 2.

[1] Belyakov A., Sakai T., Miura H., Kaibyshev R. Grain refinement under multiple warm deformation in 304 type austenitic stainless steel. Iron Steel Inst. Jpn. Int. 39, pp. 592-599, (1999).

[2] Thomas G., Goringe M. J. Transmission Electron Microscopy of Materials. – New York : Wiley,.pp. 112–124, (1979).

СЕКЦИЯ 2

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ НАГРУЗКАХ. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ, СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ

СОЛИТОНЫ КРИВИЗНЫ КАК ОБОБЩЕННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ НОСИТЕЛИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Панин В.Е., Егорушкин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения
СО РАН, Томск, 634021, Россия
paninve@ispms.tsc.ru

1. Деформируемое твердое тело состоит из двух главных подсистем: 3D-кристаллической и 2D-планарной (поверхностные слои и все внутренние границы раздела). Первичные пластические сдвиги развиваются в планарной подсистеме, где нет трансляционной инвариантности и имеется избыточный атомный объем. Планарные потоки создают моментные напряжения и вызывают развитие многоуровневой локальной кривизны, которая играет фундаментальную роль в пластической деформации и разрушении твердых тел.

2. Деформационные дефекты всех типов, включая трещины, могут быть представлены в виде солитонов кривизны различных структурно-масштабных уровней. Такое представление дислокаций развито в аппарате неевклидовой геометрии. В настоящей работе основное внимание уделено полосам локализованной деформации как ротационным солитонам кривизны, которые эффективно релаксируют моментные напряжения и обусловливают фрагментацию деформируемого материала на мезомасштабном уровне.

3. Развита калибровочная теория распространения планарных потоков солитонов кривизны. Интенсивность таких потоков зависит от параметра локальной кривизны χ и механических характеристик материала. Рассмотрена роль ротационных мезополос в многоуровневом механизме фрагментации деформируемого твердого тела.

4. В работах [1,2] экспериментально исследованы механизмы развития ротационных мезополос и вызываемой ими фрагментации зерен в наводороженных поверхностных слоях поликристаллического титана в условиях знакопеременного изгиба. Каждая мезополоса локализованной деформации является ротационным солитоном кривизны, ядро которого имеет нанофрагментированную структуру. Совокупность последовательных ротационных мезополос обеспечивает формирование террасно-ступенчатой макрокривизны поверхностных зерен, которые испытывают пластическую деформацию в сопряжении с упруго нагруженным объемом образца.

5. При закритической кривизне ротационных мезополос в них развивается микропористость как структурно-фазовый распад неравновесного материала. Коагуляция микропор формирует трещину усталостного разрушения образца. Обсуждается эволюция локальной кривизны в деградации и разрушении трансляционно-инвариантной структуры деформируемого твердого тела как развитие самоорганизованной критичности в режиме обострения.

[1] Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Роль кривизны кристаллической структуры в образовании микропор и развитии трещин при усталостном разрушении технического титана // Доклады РАН, 2013, т.453, № 2.

[2] Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Роль мезополос как ротационных солитонов кривизны в механизме фрагментации деформируемого твердого тела (в печати).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А.

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

Пластическая деформация ультрамелкозерстых (УМЗ) материалов является сложной и интересной проблемой. Она интенсивно исследуется в последние годы. Устанавливается вид кривых течения. $\sigma = f(\varepsilon)$, где σ – напряжение течения, ε – степень деформации. Обсуждается проблема выполнимости соотношения Холла-Петча для мелких зерен. Предпринимаются попытки установить действующие механизмы деформации. При этом слабо изучены количественные характеристики эволюционирующей с деформацией дефектной структуры. Ответы на эти вопросы тесно связаны с методами приготовления УМЗ материалов, дефектной структурой зёрен и их границ, наличием и местами локализации частиц вторых фаз. Очевидно, что простых и однозначных решений здесь не может быть. Количественные исследования в этом направлении необходимо продолжать. Некоторые результаты этих исследований представлены авторами в докладе.

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

Переход в область нанозерен принципиально не изменяет список механизмов деформации. Они остаются теми же, что и для обычных зерен мезоскопического размера. Однако роль этих механизмов и их относительный вклад в деформацию в нанообласти значительно изменяются. Прежде всего резко возрастают роль и относительный вклад в деформацию зернограничных процессов. Различного рода зернограничные сдвиги, как диффузионные, так и дислокационные, при размерах зерен в окрестности 25 нм становятся доминирующими. В противоположность этому при размерах зерен более 1 мкм доминирует дислокационный механизм деформации. Весьма интересна промежуточная область – интервал 1000-10 нм, в которой достаточно эффективно взаимодействуют зернограничные сдвиги и дислокационное скольжение в объеме материала. В общем случае такая корреляция процессов для указанного интервала размеров зерен дана на рисунке. Приведенный рисунок специально подчеркивает сложность процессов деформации в критическом интервале размеров зерен 1000-10 нм.

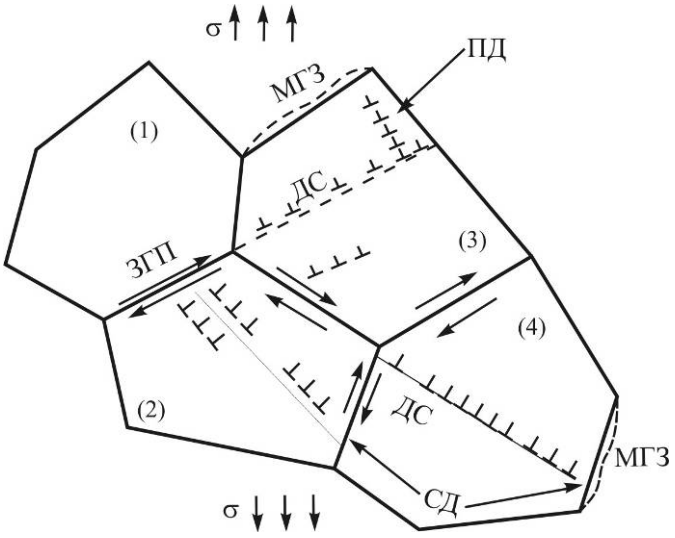


Рис. Схематическая диаграмма зернограничного проскальзывания, аккомодированного внутризеренными дислокационными процессами (ДС – дислокационное скольжение, ПД – переползание дислокаций, МГЗ – мигрирующая граница зерна, СД – сток дислокаций, ЗГП – зернограничное проскальзывание, ИД – источники

ПРОЦЕССЫ, СТРУКТУРЫ И ЗОНЫ РИСКА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Гринберг Б.А.[1], Иванов М.А.[2]

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

Исследовались сварные соединения: титан-орторомбические алюминиды титана, медь-тантал, алюминий-тантал, железо-серебро [1]. Полученная совокупность экспериментальных данных положена в основу нового подхода к описанию формирования сварного соединения. Существенную роль при этом играет фрагментацию типа дробления (ФТД), которая включает в себя образование частиц, их разлет и частичную консолидацию. Мы полагаем, что ФТД является аналогом фрагментации при взрыве, исследованной Невилом Моттом [2], хотя, очевидно, что эти явления имеют разные масштабы. Кроме того, при взрыве разлет осколков происходит в открытом пространстве, а при сварке взрывом разлет частиц - в замкнутом. Из-за большой суммарной площади частиц фрагментация этого типа является мощным диссипативным каналом при сварке, который включается первым, еще во время взрыва. Фрагментация другого типа, которая является традиционной, требует диффузии и соответственно большего времени протекания. Оба типа фрагментации при сварке взрывом легко различимы: при традиционной фрагментации нет разлета частиц.

Поверхность раздела представляет собой хаотический рельеф с большим числом выступов, впадин и зон локального расплавления. С учетом самоподобия выступов можно ожидать их фрактального характера [3]. Для соединения Cu-Ta с плоской границей проведены расчеты фрактальной размерности островов, которые являются продольными сечениями поверхности раздела, и береговых линий, огибающих выступы на поперечных сечениях. Результаты расчетов для различных сечений при различных увеличениях подтверждают сделанное выше предположение. Роль выступов, с нашей точки зрения, до сих пор недооценена. Выступы одного материала, будучи первоначально гладкими, легко проникают в другой материал, но затем на них возникают выступы следующих порядков и обратное движение становится невозможным (модель “липучки”). В результате выступы с изрезанными границами играют роль стержней, которые содействуют сцеплению материалов.

Бездиффузионные выбросы, какими являются выступы, более тугоплавкого (и обычно более твердого) металла не зависят от взаимной растворимости свариваемых металлов. Но от этого зависит строение зон локального расплавления. При наличии взаимной растворимости это истинные растворы; при ее отсутствии - коллоидные растворы [4]. Для коллоидных растворов несмешивающихся жидкостей реализуется либо вариант эмульсии, либо вариант суспензии. При затвердевании эмульсия представляет опасность для сплошности соединения из-за возможного расслоения, суспензия же, напротив, может содействовать упрочнению соединения. Именно дисперсионно упрочненная суспензия обеспечивает высокое качество и стабильность стенки химического реактора, которая содержит сварное соединение тантал-медь [5]. При этом именно из-за отсутствия взаимной растворимости отсутствует и опасность, связанная с образованием интерметаллидов, которое невозможно без диффузии.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12-У-2-1011, 13-2-014-УТ.

[1] Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В. и др. ФММ. 2012. Т. 113. № 2 С. 187–200.
[2] Grady D. Fragmentation of Rings and Shells. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006. P. 361.
[3] Федер Е. Фракталы. Москва “Мир” 1991. 258 с.
[4] Сумм Б.Д. Основы коллоидной химии. М.: Изд. Центр “Академия”, 2009. 240 с.
[5] Frey D., Banker J. Proc. of Corrosion Solutions Conference. USA. ed. Wah Chang. 2003. P.163-169.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА ЭМИССИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Мулюков Р.Р., Хисамов Р.Х., Назаров К.С.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
radik@imsp.ru

Деформационное наноструктурирование металлов и сплавов приводит к существенным изменениям их конструкционных и функциональных свойств [1]. Обнаружено, что формирование наноструктуры приводит к уменьшению работы выхода электрона [2,3] и, как следствие, усилению ионно-электронной эмиссии материала [4]. Изменение электронных свойств в области границ зерен приводит к образованию острийной морфологии поверхности нанокристаллического никеля под воздействием ионно-лучевого распыления [5].

Обнаруженные эффекты открывают перспективы использования наноструктурных материалов в эмиссионной электронике, в частности, в качестве материала для холодных катодов, а также для создания многоострийных эмиссионного автокатода.

[1] Российские нанотехнологии. 2007. Т.2. В.7-8. С.38-55.
[2] ДАН. 2004. Т. 399. №6. С.730-732.
[3] ФТТ. 2013. Т.55. В.1. С.3-6.
[4] Письма ЖТФ. 2013. Т.39. В.5. С.76-81.
[5] Сборник тезисов докладов 52-ой Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности». 2012. С. 6.

МИКРОПОЛОСОВАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ СУБСТРУКТУРА: ЭВОЛЮЦИЯ С ДЕФОРМАЦИЕЙ, КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ПАРАМЕТРЫ И ИХ СВЯЗЬ С НАПРЯЖЕНИЕМ ТЕЧЕНИЯ

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

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

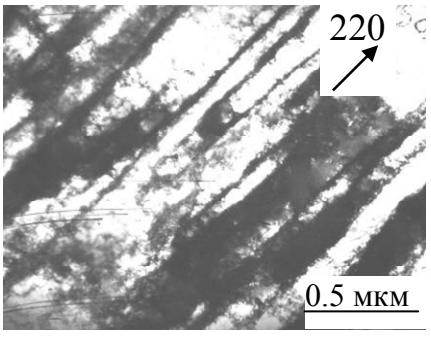


Рис.1. Микрополосовая субструктура в сплаве Cu+6ат.%Mn при степени деформации ε =60%, $T_{деф}$ = 293 К. Размер зерна d = 60 мкм

При развитой пластической деформации металлов и сплавов образуются дислокационно-дисклинационные субструктуры. Одной из таких субструктур является микрополосовая субструктура (рис. 1). В литературе практически отсутствуют данные о зарождении и эволюции этой субструктуры, ее количественных параметрах и их связи с напряжением течения. Настоящая работа в определенной степени восполняет этот пробел.

Материалами исследования являлись поликристаллические твердые растворы Cu-Al с концентрацией Al от 0.5 до 14 ат.% и Cu-Mn с концентрацией Mn от 0.4 до 25 ат.%. Изучались поликристаллы с различными средними размерами зерен: 20, 40, 60, 120 и 240 мкм. Образцы сплавов деформировались растяжением при температуре 293 К со скоростью $2\cdot10^{-2}$сек$^{-1}$. Структура деформированных образцов изучалась методом ПЭМ.

Установлено, что в сплавах Cu-Mn микрополосовая субструктура (МПС) образуется после степени деформации $\varepsilon \geq 20\%$ при всех исследованных концентрациях Mn. В сплавах Cu-Al при концентрациях Al менее 8 ат. % в процессе эволюции дислокационной субструктуры формируется фрагментированная субструктура. В сплавах с содержанием Al более 8 ат. % МПС образуется на фоне либо полных, либо расщепленных дислокаций. Установлено, что формирование микрополосовой ДСС прежде всего начинается вблизи границ зерен.

Выявлено четыре возможных варианта формирования МПС. Существенную роль при образовании МПС играют релаксационные процессы, снижающие внутренние поля напряжений. Обнаружено влияние величины энергии дефекта упаковки на механизмы зарождения МПС. Установлена роль размера зерен в зарождении и эволюции МПС. Измерены основные параметры МПС, ее характеризующие: скалярная плотность дислокаций, плотность и ширина микрополос, разориентировки на их границах. Обнаружено, что величина угла разориентировки на границах МПС не превышает 6° и, следовательно, эти границы являются малоугловыми (рис.2). Установлены зависимости параметров МПС от степени деформации и их связь с напряжением течения.

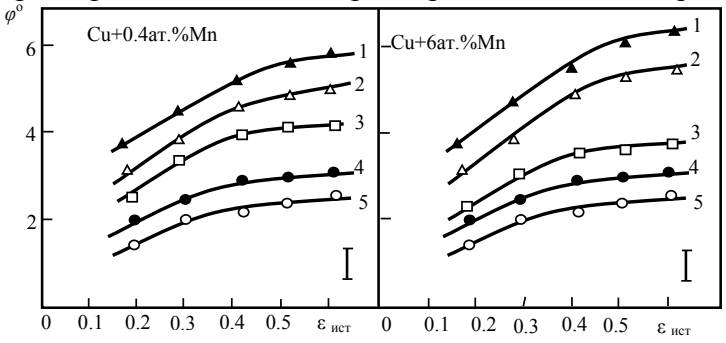


Рис.2. Зависимости угла разориентации φ^o в микрополосовой субструктуре от степени деформации при разных размерах зерен $\langle d \rangle$: 1 – 20 мкм, 2 – 40 мкм, 3 – 60 мкм, 4 – 120 мкм, 5 – 240 мкм. $T_{деф}$= 293K

ИНДУЦИРОВАННЫЕ МЕГАДЕФОРМАЦИЕЙ ЦИКЛИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «РАСТВОРЕНИЕ-ВЫДЕЛЕНИЕ ФАЗ» В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

Шабашов В.А.

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

В сплавах железа с ОЦК и ГЦК кристаллическими решетками представлены результаты формирования вторичных упрочняющих частиц карбидов, нитридов, оксидов и боридов в процессе циклических («растворение-выделение» частиц), индуцированных мегадеформацией. В основе рассмотренных фазовых превращений лежит механическое легирование элементами внедрения металлов и сплавов с образованием пересыщенных твердых растворов [1-4].

На локальном атомном уровне с использованием мёссбауэровской спектроскопии в комплексе с электронной микроскопии установлено, что в результате механосинтеза металлической матрицы с частицами, наряду с пересыщенными твердыми растворами и фрагментацией матрицы, образуются вторичные наноразмерные метастабильные

фазы: карбиды ($\varepsilon-, \chi-$) в системе $Fe-C$, нитриды ($Fe_{16}N_2$) в системе $Fe-N$, оксиды ($Fe_{3-y}O_4$, $Fe_{1-x}O$) в системе $Fe-O$ и $(FeNi)_3B$ в системе $Fe-B$. Формирование вторичных фаз уже в результате деформации является следствием насыщения структуры деформационными точечными дефектами, повышающими диффузионную подвижность и термодинамическую активность элементов C, N, O и B, по отношению к элементам специального легирования стальной матрицы: Cr, V, Al, Ti, Zr, Y и др. Специальное легирование матрицы и последующий отжиг ускоряют процессы образования вторичных упрочняющих дисперсных фаз, которые тормозят рост зерен матрицы и создают условия для стабилизации нанокристаллической структуры.

Исследования по неравновесному деформационно-индуцированному растворению фаз внедрения и оксидов с использованием интенсивной холодной деформации представляет особый интерес как способ наноструктурирования дисперсно-упрочненных сталей и композитов.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ (№ 12-03-00040), Президиума РАН (№ 12-П-2-1043) и Президиума УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

[1] Shabashov V.A., Korshunov L.G., Mukoseev A.G., Sagaradze V.V., Makarov A.V., Pilyugin V.P., Novikov S.I., Vildanova N.F. Mater.Sci.Eng. A346/1-2, 2003, 196-207.
[2] Shabashov V.A., Borisov S.V., Zamatovsky A.E., Vildanova N.F., Mukoseev A.G., Litvinov A.V., Shepatkovsky O.P. Mater.Sci.Eng. A452-453, 2007, 575-583.
[3] Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Шабашов В.А., Вильданова Н.Ф., Мукосеев А.Г., Козлов К.А. ФММ, 2006, 101, 6, 618.
[4] V.A. Shabashov, A.V. Litvinov, K.A. Lyashkov, N.V. Kataeva, S.I. Novikov, S.G. Titova. High Pressure Research, 2011, 31, 4, 620-633.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ С ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ В ПРОВОЛОКЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Терещенко Н.А.[1], Яковлева И.Л.[1], Счастливцев В.М.[1], Чукин М.В.[2], Копцева Н.В.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск Челябинской области, Россия
labmet@imp.uran.ru

Технология производства высокопрочной арматуры, включающая патентирование в нитку, в мировой практике проводится, как правило, для заготовок ограниченного диаметра. Опыт применения такой технологии для заготовок большого диаметра (до 15 мм) свидетельствует о том, что с увеличением толщины подката имеет место повышенная обрывистость проволоки в процессе волочения. В настоящей работе с целью оптимизации технологических режимов исследована эволюция структуры эвтектоидной стали в процессе пластической деформации волочением.

Исследование проводили на проволоке диаметром 15,5 мм из стали промышленной выплавки типа 80. Исходным состоянием материала было патентирование, в результате которого сформировалась структура тонкопластинчатого перлита: размер перлитных колоний составил 4-2 мкм, межпластиночное расстояние -

0.15-0.10 мкм. В дальнейшем патентированная проволока была подвергнута волочению до диаметра 10 мм.

При волочении деформацию растяжением испытывают только центральные слои прутка, расположенные на оси волочильного канала, так как направления их главных осей деформации совпадают с направлением оси канала, а деформация слоев, расположенных ближе к поверхности прутка, сопровождается дополнительными сдвиговыми деформациями. Поэтому при волочении проволоки большого диметра важное значения для обеспечения сплошности материала имеет проявление ротационной моды пластической деформации.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что в перлитных колониях, ориентированных нормально к плоскости фольги, то есть вдоль оси волочения, в наибольшей степени сохраняется морфологическое подобие с патентированным состоянием. В перлитных колониях, ориентированных наклонно к оси волочения, - пластины цементита изгибаются и разрушаются. Таким образом, способность исследуемой стали к проявлению ротационной моды пластической деформации ограничена, разворот перлитных колоний вдоль оси волочения сопровождается дроблением цементитных пластин и образованием многочисленных микротрещин.

Методом EBSD на сканирующем электроннном миткроскопе установлено, что в процессе волочения в пределах бывшего аустенитного зерна в исследуемой стали формируется конгломерат из перлитных колоний с единой ориентацией ферритной составляющей вдоль плоскости {100}, которая в ОЦК решетке железа является преимущественной плоскостью скола. Подобная иерархия перлитных колоний представляет собой своеобразный псевдомонокристалл на основе естественного композита, образование которого переводит материал в хрупкое состояние.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта «Арктика» 12-2-2-001.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Панин А.В.[1], Шугуров А.Р.[1], Сергеев В.П.[1], Казаченок М.С.[1], Евтушенко О.В.[1], Русина Г.Г.[1], Борисова С.Д.[1], Мартыняк Р.М.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]Институт прикладных проблем механики и математики им. Я.С. Подстригача НАНУ, Львов, Украина
pav@ispms.tsc.ru

Методами атомно-силовой и сканирующей электронной микроскопии выявлены особенности разрушения теплозащитных покрытий на основе Si-Al-N и многослойных композиций Si-Al-N / Zr-Y-O при одноосном растяжении, термоциклировании и испытаниях на износ в условиях сухого трения. Показано, что скалывание покрытий Si-Al-N на подложке Cu при растяжении связано с развитием локальных растягивающих напряжений нормальных к границе раздела покрытие-подложка, возникающих вследствие поперечного сжатия образца. Бомбардировка металлической подложки низкоэнергетическими пучками ионов Zr^+ существенно увеличивает величину предельной сдвиговой прочности границы раздела покрытие Si-Al-N - подложка Cu за счет образования соединений типа Zr_5Si_3 и ZrN. При этом, скалывание фрагментов

керамического покрытия не происходит вплоть до полного разрушения медной подложки.

Вскрыты механизмы растрескивания и скалывания однослойных и многослойных покрытий в процессе термоциклирования. Установлено влияние химического и фазового состава покрытий, количества слоев и их толщины на характер разрушения покрытий. Выявлена роль зон локальной кривизны границы раздела покрытие-подложка, сформированных в результате предварительного наноструктурирования, в диффузионно-контролируемых процессах массопереноса, развивающихся в покрытиях при повышенных температурах. Продемонстрирована возможность управления напряженно-деформированным состоянием интерфейса с целью предотвращения растрескивания и отслаивания теплозащитных покрытий.

Зависимость износостойкости многослойных покрытий от толщины слоев Si-Al-N и Zr-Y-O (при постоянной толщине покрытия в целом) имеет экстремальный характер. Показано, что увеличение количества слоев в многослойном покрытии, а, следовательно, наличие дополнительных границ раздела препятствует распространению деформации в глубь образца, а, следовательно, уменьшает интенсивность адгезионного износа покрытий. Однако чрезмерное увеличение количества слоев и, соответственно, уменьшение толщины каждого слоя вызывает увеличение скорости износа многослойных покрытий вследствие быстрого отрыва каждой отдельной пары слоев в результате адгезионного взаимодействия образца с контртелом.

В рамках формализма теории функционала плотности проведена структурная оптимизация адсорбированных атомов N, Al, Si и др. на поверхности Cu. Рассчитаны силы связи адсорбированных атомов, а также их наиболее вероятные положения на подложке. На основе расчетов электронной структуры и энергии связи выявлены наиболее энергетически выгодные положения, которые занимают атомы N, Si и Al при адсорбции на поверхности чистой подложки Cu, а также на медной подложке с промежуточным слоем Zr.

ПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В.

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

На свойствах ползучести материалов отражается наличие упорядоченного состояния. Наиболее общий вывод о влиянии состояния дальнего атомного порядка, который был сделан первыми исследователями – это существенное снижение скорости стационарной ползучести по сравнению с неупорядоченными сплавами и чистыми металлами. Другое следствие влияния дальнего атомного порядка – увеличение энергии активации ползучести. Отметим наиболее общие особенности, проявляемые интерметаллидами со сверхструктурой $L1_2$ при ползучести. Прежде всего, это различия в свойствах, выявляемые при температурах ниже температуры пика аномалии предела текучести и при температурах выше температуры пика. Эти различия касаются стадийности кривых ползучести, величины энергий активации, зависимости скорости ползучести от температуры и напряжений. Ползучесть интерметаллидов с $L1_2$

сверхструктурой рассматривается в ходе сравнительного анализа ползучести монокристаллов двух сплавов: Ni_3Al и Ni_3Ge**.** Анализ представленных результатов, полученных при исследовании ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентаций [001], [$\bar{1}$39], [$\bar{2}$34] и [$\bar{1}$22], показывает следующие закономерности. Наблюдаются двухстадийные кривые ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge двух типов. Это кривые, которые имеют очень низкую скорость стационарной ползучести ($\sim 10^{-9} \div 10^{-8} c^{-1}$), а также кривые, имеющие высокую скорость стационарной ползучести $10^{-7} \div 10^{-5}$ c^{-1}. Было выяснено, что высокая скорость ползучести связана с суперлокализацией деформации при ползучести. Отмечено, что длительность различных стадий на кривых ползучести определяется температурой и напряжением. Инверсная ползучесть при средних температурах, характерная для сплава Ni_3Al, не обнаружена ни для одной исследованной ориентации оси деформации. Однако обнаруживается подобная ползучесть при высоких температурах (>0,54 $T_{пл}$) и напряжениях, причем она появляется лишь в том случае, когда скольжение осуществляется по октаэдрическим плоскостям (ориентации оси [001], [$\bar{1}$39]). В исследуемом сплаве, также как и в сплаве Ni_3Al, обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести на первичной стадии ползучести этого интерметаллида. Эффект слабо выражен, и выявляется он в узком температурно-силовом интервале. Однако необходимо отметить, что это явление наблюдается только при октаэдрическом скольжении (ось [001]). Тип кривых ползучести зависит не только от температуры и приложенного напряжения, он определяется и ориентацией оси деформации, которая обусловливает действующие системы скольжения. Кристаллы, ориентированные на кубическое скольжение [$\bar{2}$34] и [$\bar{1}$22], демонстрируют лучшее сопротивление деформации ползучести. Кроме этого монокристаллы рассматриваемых ориентаций, в отличие от ориентаций [001], [$\bar{1}$39], где имеется октаэдрическое скольжение, проявляют высокую устойчивость скорости стационарной ползучести к изменению температуры испытания, которая мало меняется с температурой.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПРИ НАКОПЛЕНИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОЙ МНОГОПРОХОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛЬЦАХ

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Кашин О.А.

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

Изучены закономерности эволюции зёренной структуры бинарного сплава на основе никелида титана ($Ti_{49.2}Ni_{50.8}$,ат.%) при многопроходной изотермической (723К) прокатке в ручьевых вальцах. Предельная накопленная пластическая деформация (натуральный логарифм отношения начальной и конечной площадей поперечного сечения образцов) достигала 2. Проведен сравнительный анализ оптикометаллографических, растровых электронных изображений микроструктуры и карт микроструктуры, полученных методом EBSD в растровом электронном микроскопе. Построены экспериментальные распределения зёрен по коэффициенту неравноосности их формы и размерам. Выявлена иерархия стадий перехода от крупнозернистой к мультимодальной ультрамелкозернистой структуре образцов.

При малых деформациях на первой стадии прокатки формируется неоднородно-напряжённое состояние вследствие развития как локализации деформации на мезоуровне в масштабах конгломератов зёрен, так и внутризёренной микрофрагментации в результате развития интенсивного дислокационного скольжения в объёме зерён. В образцах с критической степенью деформации (вблизи e=0.07) вследствие значительного градиента напряжений в соседних зёрнах развивается специфическая собирательная рекристаллизация, что приводит к росту среднего размера зёрен (от 32 до 93 мкм) при сохранении их исходной квазиравноосной формы. При этом наблюдается высокая неравновесность мигрирующих границ зёрен (выраженная их кривизна, присутствие множественных «выступов» и «языков»). Быстрое уменьшение среднего размера зёрен (до 13 мкм) происходит на второй стадии прокатки (e от 0.2 до 0.8). Микроструктура образцов на этой стадии разнозернистая и включает как зёрна, размеры которых достигают 20-30 мкм, так и зёрна-субзёрна микрокристаллического и субмикрокристаллического размеров. При этом зёрна приобретают сугубо неравноосную вытянутую форму с ориентацией длинной оси вдоль направления прокатки. Этот процесс завершается в начале третьей стадии формированием характерной микрополосовой структуры с геометрически необходимыми границами, ориентированными вдоль направления прокатки, и квазипериодическим чередованием полос сдвига и узких переходных полос. Средний размер зёрен при увеличении e от 0.8 до 2 линейно уменьшается до 1.5 мкм, их форма приближается к равноосной, и формируется микроструктура с зёрнами-субзёрнами микрокристаллического и субмикрокристаллического масштаба с высокой объёмной долей последних.

Полученные результаты позволяют полагать, что на второй и третьей стадиях прокатки лидирующим механизмом, обусловливающим измельчение зёренно-субзёренной структуры образцов, является динамическая рекристаллизация. С учетом этого обсуждается модельная зависимость среднего размера зёрен от величины накопленной деформации на этих стадиях прокатки.

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_а), проектом СО РАН III.23.2.2 и Программой президиума РАН № 8, проект 21.

ХРУПКИЕ ТРЕЩИНЫ В ПЛОСКОСТИ БАЗИСА В Ti_3Al

Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е.

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

Уникальные свойства алюминидов титана на основе Ti_3Al, такие как низкая плотность, высокая температура плавления, стабильные модули упругости, хорошие прочностные характеристики при высоких температурах и др., давно привлекают внимание исследователей. Однако практическому применению этих интерметаллидов препятствует их хрупкость. Экспериментальные исследования механических свойств, геометрии скольжения и дислокационной структуры установили, что в монокристаллах, ориентированных для базисного скольжения, в которых деформация осуществляется движением $\vec{a}$ - сверхдислокаций с вектором Бюргерса $1/3<\bar{1}\,\bar{1}\,20>$, появляются хрупкие трещины сдвигового типа. Деформация до разрушения при базисном скольжении всего 1-3% при сжатии, в то время как при призматическом скольжении при котором деформация осуществляется дислокация такого же типа, она достигает 250 %. Причины низкой пластичности и хрупкого разрушения в плоскости базиса, в предложенной нами в [1]

модели связывались с объединением сверхдислокаций в голове скопления дислокаций в плоскости базиса (0001). В основу модели образования микротрещин сдвигового типа положены результаты компьютерного моделирования структуры ядра $\vec{a}$-сверхдислокаций в плоскостях базиса и призмы в Ti_3Al [2,3]. Микротрещина сдвигового типа в плоскости базиса образуется при коалесценции нескольких $\vec{a}$- сверхдислокаций винтовой ориентации.

В основе модели лежат следующие дислокационные реакции (1-4):

$1/3[\bar{2}\,110] \rightarrow 1/6[\bar{2}\,110] + АФГ_{(0001)} + 1/6[\bar{2}\,110]$ (1)

$1/6[\bar{2}\,110] \rightarrow 1/12[\bar{1}\,100] + КДУ_{(0001)} + 1/6[\bar{1}\,010]$ (2)

Дислокационные реакции расщепления частичных дислокаций Шокли в плоскости $(0\,\bar{1}\,10)$ имеют вид:

$1/6[\bar{1}\,010] \rightarrow 1/12[\bar{2}\,110] + СДУ_{(0\,\bar{1}\,10)} + 1/12[0\,\bar{1}\,10]$ (3)

$1/6[\bar{1}\,100] \rightarrow 1/12[\bar{2}\,110] + СДУ_{(0\,\bar{1}\,10)} + 1/12[01\,\bar{1}\,0]$ (4)

Эти реакции энергетически нейтральны и являются слабым местом модели. Их реализации может обеспечивается отталкиванием со стороны частичных дислокаций, принадлежащих другим сверхдислокациям в полосе скольжения. Взаимодействие этой дислокационной конфигурации с последующей $\vec{a}$- сверхдислокацией скопления может быть описано той же самой цепочкой дислокационных превращений, в результате чего суммарный вектор Бюргерса увеличится до $3\vec{a}$ и т.д.

МД моделирование взаимодействия дислокаций в полосе скольжения с учетом структуры ядра $1/3\langle\bar{1}\;\bar{1}\;20\rangle$ сверхдислокаций в плоскостях базиса и призмы показало, что зарождению хрупкой трещины в плоскости (0001) способствуют дислокации находящиеся в полосе скольжения, поскольку часть дислокационных реакций возможна в поле напряжений других дислокаций в параллельных плоскостях скольжения. Число дислокаций, образующих микротрещину, зависит как от количества дислокаций в скоплении, так и от их распределения в полосе скольжения, что может приводить к появлению микротрещин сдвигового типа в различных местах полосы скольжения.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта УрО РАН № 12 У-12-2-1004.

[1] L.Yakovenkova, S.Malinov, T.Novoselova, Karkina L. // Intermetallics. 2004. V.12. P. 509
[2] Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е., Рабовская М. Я. // ЖТФ. 2003. Т. 73. С. 60
[3]Л.И. Яковенкова, Л.Е. Карькина. // Монография, изд. НИСО УрО РАН, Екатеринбург, 196 стр. (2008).

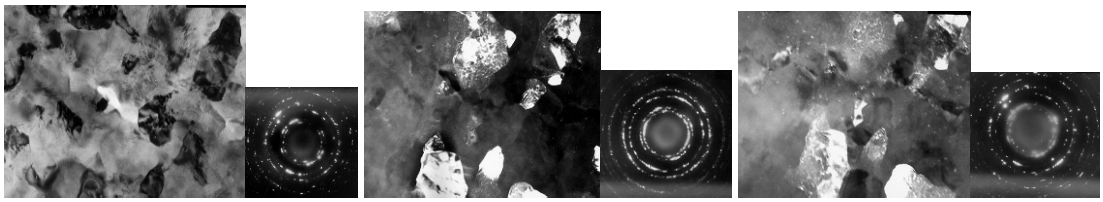
МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Носкова Н.И.

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

Исследованы электронно-микроскопическим методом «*in situ*» деформация и разрушение нанокристаллических материалов: чистые металлы (Cu, Ni, Mo, Ti), твердые растворы ($Al-Hf$, $Al-Pb$), сплавы ($Al-$ Re$-Sn$), ($Al-Mo-Sn$).

Получено, что в зависимости от размера нанозерна изменяется механизм деформации: с уменьшением размера нанозерна дислокационный механизм сменяется на дислокационно-ротационный механизм, а с дальнейшим уменьшением нанозерна на ротационный. В последнем случае наблюдается растворение нанофаз и массоперенос (см. рис.)



а б в

Рис. Электронно-микроскопические последовательные снимки одного и того же места деформируемого в колонне электронного микроскопа нанокристаллического сплава (d =40 нм) $Al-0.5\%Se-0.5\%\,\mathrm{Re}-0.1\%Zr$: а - δ = 12% ; б - δ = 24%; в - δ = 67%

Механизм разрушения реализуется по границам нанозерен в виде накопления вакансий. В зависимости от размера зерна и скорости релаксационных процессов на границах нанозерен меняется форма микротрещин. Последнее приводит к разному характеру разрушения (квазивязкое, квазихрупкое, вплоть до рассыпания в порошок).

Уменьшение размера зерна до десятков нанометров в субмикро-кристаллических и нанокристаллических металлах и сплавах сопровождается ростом их прочности и твердости (выполняется закон Холла-Петча). Однако, при достижении размеров нанозерен < 40 нм наблюдается нарушение этой зависимости. Изучение активной деформации нанокристаллических металлов и сплавов в колонне электронного микроскопа показало, что деформация реализуется за счет активного движения дислокаций и их взаимодействия с границами зерен, если размер нанозерна больше 70 нм. Для нанокристаллических материалов с размером нанозерен от 40 до 6 нм механизм пластической деформации изменяется, и в нем начинают преобладать ротационные моды деформации. Ротационный механизм деформации вызывает отклонение от выполнения закона Холла-Петча.

На основании результатов исследования деформации ГЦК, ОЦК и ГПУ нанокристаллических материалов методом "*in situ*" можно, по-видимому, считать справедливым для всех кристаллических структур, что с уменьшением размера нанозерна в нанокристаллическом материале при деформации растяжением возникают ротационные моды деформации, которые вследствие своей коопера-тивности приводят к развитию мезоскопических деформационных сдвигов. Представление процесса деформации нанокристаллического материала за счет ротационных мод деформации, смещения нанозерен вдоль границ и развития малых сдвигов за счет зернограничных дислокаций в самих границах наиболее близко, по-видимому, к реальному механизму деформации.

Получение сплавов с субмикрокристаллической и нанокристаллической струк-турой в настоящее время позволило иметь материалы на алюминиевой основе с пределом прочности более 1500 МПа, и на железной основе с пределом прочности 3800 МПа.

ВЗРЫВНОЙ ХАРАКТЕР ТЕРМОУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ Ni-Fe-Ga-Co И Cu-Al-Ni

Николаев В.И., Малыгин Г.А., Якушев П.Н., Пульнев С.А.

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

Обнаружен и исследован взрывной характер термоупругой деформации памяти формы при мартенситных переходах в сплавах $Ni_{49}Fe_{27}Ga_{18}Co_6$ и Cu-13.6 wt.% - 4.0 wt.% Ni. Найдено, что в сплаве Ni-Fe-Ga-Co имеет место сильная анизотропия в проявлении эффекта памяти формы (ЭПФ) после предварительного его сжатия (6%) вдоль кристаллографических осей [100] и [110]. В первом случае при нагреве кристалла полное восстановление его исходной формы происходит при температуре 297 K и занимает интервал температур 4 K, во втором – форма восстанавливается при температуре 361 K в узком температурном интервале $\approx 10^{-3}$ K, т.е. носит взрывной характер. В результате свободно стоящий на твердом основании кристалл весом 1.2 г объемом 4x4x9мм^3 под действием реакции опоры приобретает скорость 22 м/с и выстреливает на высоту 23 м, в то время как скорость восстановления деформированного вдоль направления [100] кристалла не превышает 1.8 мкм/с. На рис. 1 приведена диаграмма скорости восстановления формы кристалла, сжатого в направлении [110] при его нагреве со скоростью 2 K/мин, полученная с помощью лазерного интерферометра. На рисунке в двух масштабах скоростей показан начальный участок восстановления формы кристалла. Для определения более высоких скоростей восстановления формы использовалась видеокамера.

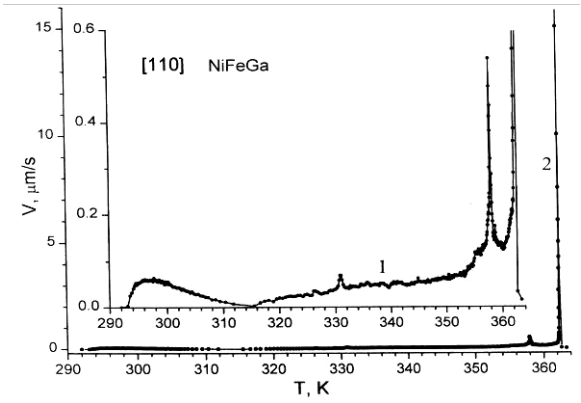


Рис. 1

Аналогичные результаты были получены при сжатии (8 %) кристаллов сплава Cu-Al-Ni в кристаллографическом направлении [100].

Как видно из рис. 2, взрывное восстановление его формы наступало при 390 K, то есть на 66 K выше температуры нормального мартенситного перехода.

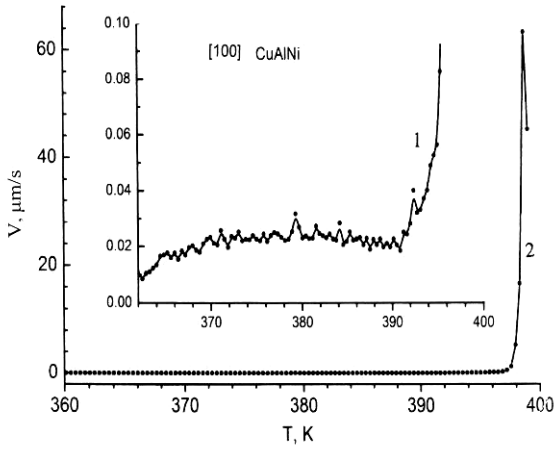


Рис. 2

При теоретическом анализе взрывного ЭПФ найдено, что работа реактивных напряжений по подъему кристалла равна работе ΔH создания деформации ПФ, а скорость отскока кристалла от опоры определяется формулой $V = (2\Delta H)^{1/2}$, в которой работа выражена в единицах Дж/г. Предполагается, что обнаруженное явление может быть использовано для создания быстродействующих клапанов и мартенситных «взрывателей».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

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

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

Целью данной работы является изучение неоднородностей деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$, выражающихся в неравномерном распределении напряжений, относительной деформации и других локальных характеристик деформации кристалла, возникающих при одноосном сжатии образца. Особый интерес при деформации сплавов представляет явление суперлокализации пластической деформации, когда наблюдается образование полосы, в которой локализуется вся дальнейшая деформация. Данное явление выражается в катастрофическом развитии узких полос сдвига (шириной несколько десятков микрон), локальная деформация в которых достигает огромных значений (десятков тысяч процентов). Чтобы изучить факторы, способные влиять на неоднородность процесса деформации, а так же на возникновение полосы суперлокализации пластической деформации был предложен синтез двух моделей: модели дислокационной кинетики и модели механики макропластической деформации, описываемой в терминах упругопластической среды. На основе этих двух моделей проводились численные эксперименты на сжатие, реализованные методом конечных элементов. В ходе решение модели дислокационной кинетики были получены зависимости касательных напряжений от относительной деформации, которые описывают характер (монотонный или немонотонный) деформационного упрочнения элементарного объема деформируемой среды в конечно-элементарной модели. Оказалось, что характер деформационного упрочнения играет значительную роль в образовании неоднородностей деформации и в возникновении полосы суперлокализации пластической деформации.

При монотонной зависимости касательных напряжений от относительной деформации образец сплава деформируется однородно, осаждаясь прямо. Локальные характеристики, полученные в ходе расчетов: относительная деформация, касательные напряжения и векторы смещения элементарных объемов, выбранных в различных частях деформируемого образца, имеют также однородный характер.

При немонотонном характере упрочнения элементарных объемов, то есть когда на кривой упрочнения присутствуют как участки, отвечающие за упрочнение среды, так и участки разупрочнении имеет место совершенно другая картина деформации. Если начальный предел текучести на немонотонной кривой достигает хотя бы значения 2 ГПа и пик кривой достигает хотя бы значения 8 ГПа, наблюдается образование полосы суперлокализации пластической деформации, в результате чего части образца смещаются друг относительно друга. Если же пик касательного напряжения не достигает значения 8 ГПа или предел текучести ниже 2 ГПа процесс деформации кристалла протекает однородно.

Однако существуют еще и макроскопические факторы, влияющие на неоднородное протекание пластической деформации, такие, например, как высота деформируемого образца. Если высота кристалла превышает длину примерно в 2,5 раза, то даже при монотонном характере деформационного упрочнения элементарного объема наблюдаются неоднородности пластической деформации в результате изгибной неустойчивости процесса деформации. Однако образования полосы суперлокализации не наблюдается.

НЕКЛАССИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛАХ

Хон Ю.А., Каминский П.П., Туч Е.В.

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

Несмотря на огромный массив теоретических работ, выполненных в рамках различных подходов, на вопрос о механизме зарождения носителей пластической деформации в бездефектных кристаллах до сих пор ответить не удалось. Различные оценки и расчеты всегда дают одинаковый ответ: дислокация в кристалле может зародиться лишь при величине упругой деформации порядка 0.1, что на несколько порядков больше наблюдаемого значения (10^{-5}-10^{-3}).

Основная причина, по которой удовлетворительного ответа на поставленный вопрос получить не удается, состоит, на наш взгляд, в следующем. Во всех существующих подходах атомы фактически рассматриваются как классические взаимодействующие между собой частицы, силы взаимодействия между которыми определяются градиентами потенциальной энергии. Различным устойчивым структурным состояниям кристалла соответствуют различные минимумы потенциальной энергии. При наличии потенциальных барьеров, разделяющих соседние минимумы, единственным механизмом перехода от одной конфигурации атомов к другой (структурного превращения) в деформируемом кристалле остается преодоление потенциального барьера под действием приложенной силы и тепловых флуктуаций. В результате неявно предполагается, что те степени свободы, которые возбуждаются в кристалле под действием внешней силы, исчерпывающим образом описывают все возможные изменения формы деформируемого кристалла. Имеются работы, в которых предпринимались попытки учета дополнительных степеней свободы, но на их основе решение указанных задач невозможно. В работе [1] подчеркивалось, что все дефекты кристаллической решетки являются квантовыми состояниями реального кристалла.

В докладе рассматривается решение задачи о зарождении и развитии однородной и локализованной пластической деформации в однородном (бездефектном) деформируемом кристалле. В предложенной модели рассматривается два энергетических уровня, соответствующим двум состояниям деформированного кристалла. Первый энергетический уровень соответствует упруго деформированному кристаллу, а второй – кристаллу с дефектом. Неупругая деформация рассматривается как структурное превращение, связанное с возбуждением адиабатических и неадиабатических (квантовомеханических) степеней свободы, и характеризуется двумя параметрами порядка, описывающих структурные превращения. На основе метода фазового кристаллического поля и теории возмущений получена система двух нелинейных уравнений эволюции параметров порядка вблизи порога устойчивости упруго деформированного кристалла. Проведен качественный анализ решений системы уравнений. На основе анализа результатов численного интегрирования уравнений эволюции выяснены причины, которые определяют происхождение наблюдаемых (меньших теоретической прочности) значений микроскопических предела упругости и текучести однородного кристалла. В рамках единого подхода решена задача о зарождении как однородной, так и локализованной пластической деформации в однородно деформируемом кристалле.

[1] Инденбом В.Л. Типы дефектов в решетке. В кн. Физика кристаллов с дефектами. Т.1. Тбилиси, 1966, С. 5-106.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ПЛОСКОЙ ПРОКАТКЕ, КОМБИНИРОВАННОЙ С НАВОДОРОЖИВАНИЕМ

Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Тукеева М.С., Майер Г.Г., Кошовкина В.С.

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
elena.g.astafurova@gmail.com

Исследовали влияние прокатки на плоских валках, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структурно-фазовые превращения в аустенитной стали 12Х18Н10Т. Перед деформированием закаленные образцы подвергали электролитическому наводораживанию при плотностях тока 10-200 мА/см^2 и времени 5-50 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводораживания методом плоской прокатки с обжатием (ε) на 25, 50, 75 и 90%.

В образцах, прокатанных без введения водорода, зерно измельчается, и происходит наведенное деформацией γ-α'-фазовое превращение. Объемная доля α'-фазы возрастает при пластической деформации (обжатии) (рис. 1). Микротвердость стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии составляла 1,8 ГПа, а после прокатки увеличилась до 3,5 (ε=25%), 4,0 (ε=50%), 4,3 ГПа (ε=75%) и 4,8 ГПа (ε=90%).

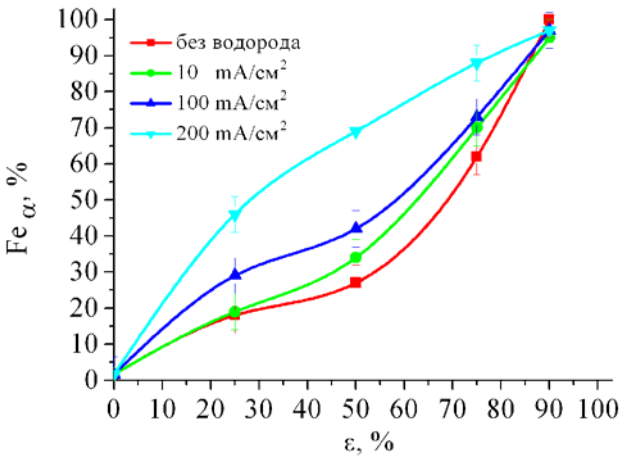


Рисунок 1 - Содержание α'-фазы в зависимости от степени обжатия при прокатке для образцов без водорода (–■–) и после насыщения водородом по разным режимам: –●– j = 10 мА/см^2, –▲– j = 100 мА/см^2, –▼– j = 200 мА/см^2. Время насыщения водородом 5 часов

Анализ рентгенограмм и магнитофазовый анализ для образцов стали 12Х18Н10Т, подвергнутых прокатке после наводораживания показал, что увеличение объемного содержания α'-фазы происходит не только с увеличением степени обжатия при прокатке, но и с повышением плотности тока при наводораживании (рис. 1). Также в структуре появляется ε-мартенсит, которого не было в исходном состоянии и в образце, который подвергали деформации без наводораживания.

Дополнительное легирование образцов водородом перед прокаткой приводит к небольшому росту микротвердости и слабо зависит от режима наводораживания. Анализ кривых течения при растяжении прокатанных до ε=50% образцов показал что, электролитическое насыщение водородом перед прокаткой приводит к понижению предела текучести ($\sigma_{0,2}$=1280 МПа для прокатанного без наводораживания образца, $\sigma_{0,2}$=1220 МПа и $\sigma_{0,2}$=1260 МПа для образцов, прокатанных с наводораживанием при плотности тока 10 мА/см^2 и 200 мА/см^2 соответственно, t=5ч), предел прочности и пластичность при этом изменяются слабо σ_B=1270-1290 МПа и ε=5-6%, изменяется форма кривой течения.

Увеличение времени электролитического насыщения водородом до 10 часов также приводит к росту объемной доли феррита после пластической деформации, а при времени наводораживания 25-50 ч происходит стабилизация аустенита – доля α'-фазы уменьшается.

НЕОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА TiNi ПРИ НЕПОЛНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
alekspb@list.ru

Работа посвящена исследованию особенностей накопления необратимой деформации при термоциклировании сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ через температурные интервалы мартенситных превращений под постоянным напряжением. Образцы термоциклировали при постоянных напряжениях 50 и 200 МПа таким образом, чтобы при охлаждении реализовывалась различная доля температурного интервала прямого превращения (25, 50, 75 или 100%), при этом нагревание осуществляли через полный интервал обратного перехода. Исследовали влияние термоциклирования и доли прямого превращения на величину эффектов пластичности превращения и памяти формы и на процесс накопления необратимой деформации. Кроме этого по изменению электросопротивления, измеренного в образцах при температуре 77К до и после термоциклирования судили об изменении плотности дефектов кристаллической решетки.

Полученные данные показали, что характер накопления необратимой деформации зависит от доли прямого превращения, реализуемого при термоциклировании (рис.1). Установлено, что наиболее интенсивно пластическая деформация накапливается на завершающей стадии прямого превращения при охлаждении. Это хорошо согласуется с данными об увеличении плотности дефектов, регистрируемыми по изменению электросопротивления. Сделано заключение о том, что на начальной стадии прямого мартенситного превращения аккомодация фазовой деформации осуществляется в основном упруго, а на завершающей стадии – пластически. Показано, что эффект тренировки (возрастание величин эффектов пластичности превращения и памяти формы при термоциклировании) наблюдается только в случае, когда при термоциклировании в образце накапливается необратимая деформации. Установлено, что увеличение напряжения, действующего при термоциклировании, приводит к возрастанию пластической деформации. Показано, что сплав $Ti_{50}Ni_{50}$ демонстрирует хорошую стабильность функциональных свойств при термоциклировании через половину температурного интервала прямого превращения.

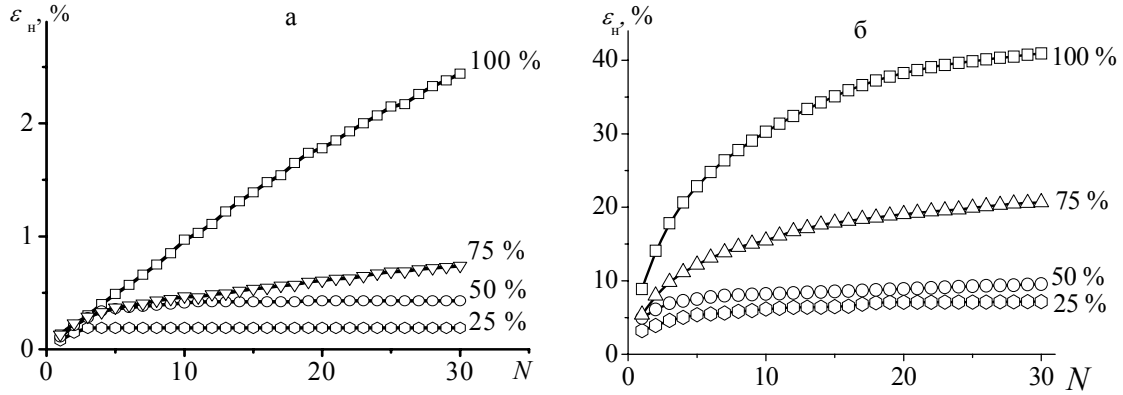


Рисунок 1. Накопление необратимой деформации при термоциклировании сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ под напряжением 50 МПа (а) или 200 МПа (б) при различной доле температурного интервала прямого превращения. Доля указана цифрами у кривых.

ПРЕВРАЩЕНИЕ СКОЛЬЗЯЩИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ КОНФИГУРАЦИЙ В ЗАБЛОКИРОВАННЫЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МАГНИЯ

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

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

Нахождение эффекта автоблокировки в интерметаллидах типа Ni_3Al повлекло за собой задачу расширения круга материалов, в которых может наблюдаться автоблокировка, то есть проблему экспериментального наблюдения вытягивания дислокаций в других материалах при нагреве без нагрузки.

Проведены эксперименты по предварительной пластической деформации монокристаллов магния Mg (вдоль направлений <0001> и $<1\bar{2}10>$) и последующему нагреву без нагрузки.

Дислокационная структура монокристаллов магния Mg исследована с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

Пластическая деформация осуществляется в магнии либо базисным, либо пирамидальным скольжением II рода. Предел текучести имеет слабое температурное падение при базисном скольжении и немонотонный температурный ход при пирамидальном скольжении II. Заблокированные краевые дислокации наблюдаются после пирамидального скольжения II при медленном охлаждении, которое было использовано вместо нагрева без нагрузки. Вытягивание дислокаций (**c+a**) вдоль выделенных направлений в отсутствии внешнего напряжения является доказательством их автоблокировки в монокристаллах магния (рис. 1).

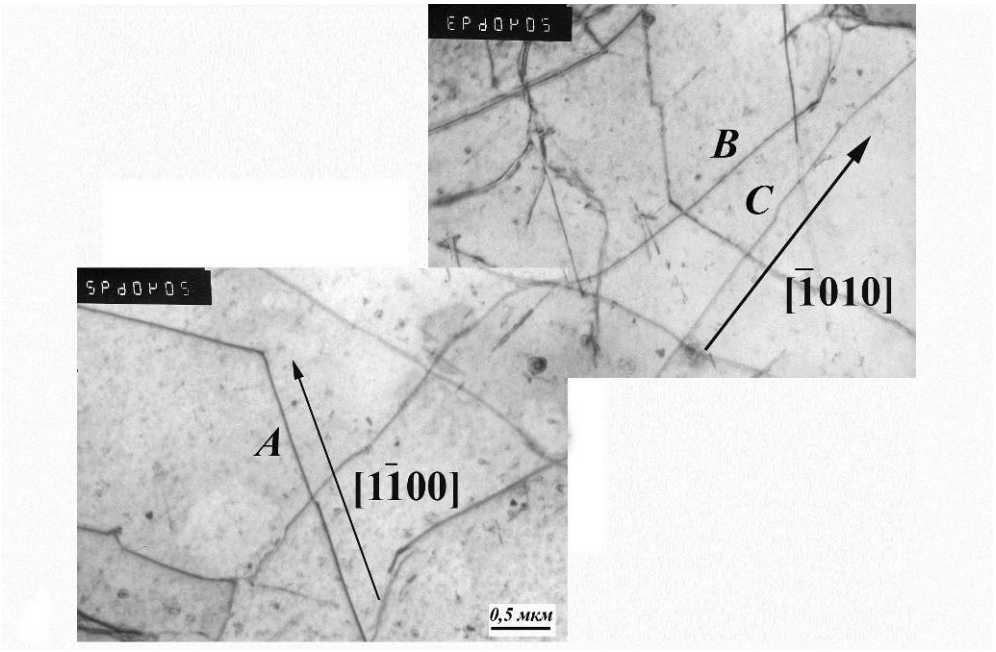


Рис. 1 Электронно-микроскопическое изображение прямолинейных (c+a)-дислокаций, вытянутых вдоль направлений типа $<\bar{1}010>$ (деформация вдоль направления $<1\bar{2}10>$).

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СТРЕСС-КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бутусова Е.Н., Болдин М.С., Козлова Н.А., Котков Д.Н., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Степанов С.П., Вирясова Н.Н.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия
Nokhrin@nifti.unn.ru

В качества объектов исследования использовались образцы сталей, изготовленных по технологиям нормализации и контролируемой прокатки, в состоянии поставки и после длительной эксплуатации (состаренном состоянии), а также в состоянии после старения при различных температурах.

Оценка уровня старения сталей проводилась путем сопоставления величины предела макроупругости (σ_o) состаренных сталей с величиной σ_o сталей в состоянии поставки, а также на основе анализа данных электронно-микроскопических исследований, позволяющих определить объемную долю частиц цементита, выделившихся по границам зерен феррита в процессе старения. Испытания на зарождение трещин коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) проводились по схеме «трехточечный изгиб» при комнатной температуре в водных растворах H_2SO_4 с добавлением и без добавления ингибиторов коррозии при различных значения потенциала, а также в кипящих водных растворах нитрата кальция с добавлением аммиачной селитры. Испытания на распространения трещин проводились по схеме «консольный изгиб» в 3%-ном растворе NaCl.

Показано, что время инкубационного периода КРН ($\tau_{инк}$) монотонно уменьшается при повышении величины приложенных напряжений. Установлено, при напряжениях близких к пределу макроупругости стали ($\sigma=\sigma_o$) время инкубационного периода резко увеличивается и разрушения образцов не происходит, т.е. пороговое разрушающее напряжение КРН $\sigma_{крн}=\sigma_o$. Установлено, что в полулогарифмических координатах $\ln\tau_{инк}$-σ зависимости времени инкубационного периода от величины приложенного напряжения представляют собой прямые линии, угол наклона которых зависит от структурного состояния стали (размера зерна, концентрации легирующих элементов и объемной доли частиц карбидов, выделяющихся по границам зерен феррита).

Показано, что зависимость скорости роста трещины КРН от приложенного напряжения $V_{крн}(\sigma)$ имеет близкий к экспоненциальному, характер. Установлено, что угол наклона зависимости $V_{крн}(\sigma)$ в координатах $\ln V_{тр}$-σ зависит от химического состава стали и ее структурного состояния (размера зерна и, в значительно степени, объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита).

Показано, что увеличение объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита, приводит к снижению времени инкубационного периода и увеличению скорости роста трещины КРН при заданному уровне напряжения (σ=const), а также к уменьшению величины порогового разрушающего напряжения КРН ($\sigma_{крн}$).

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель зарождения и распространения трещины КРН. В рамках модели предполагается, что время до зарождения трещины лимитируется скоростью накопления дефектов на границе зерна, а скорость ее роста контролируется скоростью микропластической деформации в ее вершине.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

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

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

Предложены деформационные режимы теплого трехкратного *abc*-прессования с понижением температуры в каждом цикле от 500°С до 400°С, которые позволяют формировать в заготовках циркоций-ниобиевого сплава Э110 и технически чистого титана ВТ1-0 ультрамелкозернистую структуру. Последующая теплая многопроходная прокатка и дорекристаллизационный отжиг при 300°С стабилизируют структуру и частично устраняют неоднородность. Достигаемый при этом средний размер структурных элементов составляет 0,17±0,09 мкм в титане и 0,30±0,04 мкм в циркониевом сплаве.

Сформировавшаяся структура обеспечивает высокий уровень механических свойств. На образцах титана получены: микротвердость 2800±200 МПа, условный предел текучести 450 МПа, временное сопротивление разрушению 1100 МПа и относительное удлинение до разрыва 10%, что соизмеримо с характеристиками титановых сплавов ВТ6 и ВТ16. У образцов ультрамелкозернистого сплава Э110 твердость 2600 МПа, условный предел текучести 365 МПа, временное сопротивление разрушению 830 МПа и относительное удлинение до разрыва 8,5%, то есть прочность возросла вдвое по сравнению с исходным состоянием, а пластичность осталась на приемлемом уровне. И титан, и циркониевый сплав в данном состоянии могут рассматриваться как материалы для изготовления дентальных имплантатов.

Пластическая деформация обоих материалов протекает локализовано на макроскопическом уровне и имеет автоволновую природу. Общим для них является тот факт, что коллапс автоволны локализованной деформации (стадия предразрушения) развиваются в основном после потери глобальной устойчивости пластического течения. Ярче это явление выражено у ультрамелкозернистого титана, где локальная и глобальная потеря устойчивости пластического течения полностью совпадают. В циркониевом сплаве стадия предразрушения начинается до момента достижения максимального значения деформирующего напряжения. Этим он ближе к деформационному поведению материалов, средний размер зерен в которых больше 1 мкм. Кроме того у циркониевого сплава пространственный период стационарной диссипативной структуры значительно меньше чем у титана. Измельчение микроструктуры приводит к увеличению пространственного периода автоволновой структуры.

Разрушение образцов обоих материалов развивается вязким образом. Место разрушения определяется положением неподвижного высокоаплитудного очага локализации, в котором происходит коллапс автоволны локализованной макродеформации. Поверхность разрушения имеет чашечно-ямочный вид, морфология которых позволяет утверждать, что вязкая трещина проходит по большеугловым границам. В зоне разрушения ультрамелкозернистая структура материалов не претерпевает существенных изменений.

Таким образом, полученные ультрамелкозернистые титан ВТ1-0 и циркониевый сплав Э110 обладают высокой конструктивной прочностью и механической и термической стабильностью.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ НА ОХРУПЧИВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ И РАЗГЕРМЕТИЗИРОВАННЫХ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ ИЗ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

Игнатьев Д.Н., Мокрушин А.А., Солдаткин Д.М., Урусов А.А.

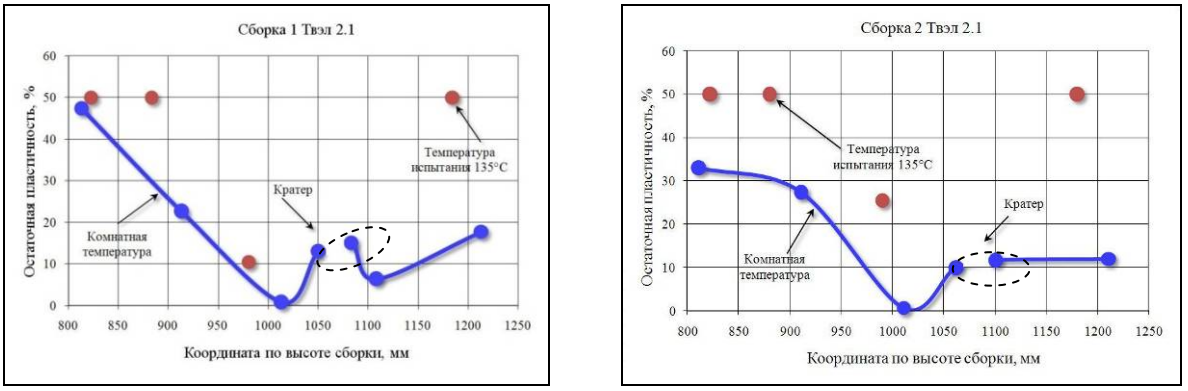
ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск, Россия

Одно из основных требований по обеспечению безопасности реакторной установки состоит в том, чтобы на любом проектном этапе ее эксплуатации была возможна демонтируемость активной зоны реактора. Демонтируемость активной зоны предполагает наличие запаса прочности конструкционных элементов активной зоны (включая оболочки твэлов), позволяющего проведение перегрузки и транспортировки сборки без ее разрушения. В условиях кратковременного высокотемпературного окисления, характерного для аварийных ситуаций, процессы снижения прочностных характеристик усиливаются за счет внутреннего окисления и водородного охрупчивания оболочки.

Целью работы является получение экспериментальных данных по влиянию длительного высокотемпературного окисления на коррозионное поведение твэлов:

Объектом исследований являлись две модельные сборки с оболочками из сплава Э110 на основе циркониевой губки после высокотемпературных коррозионных испытаний (T_{max}=1100°C, t=150÷220 с, среда – перегретый пар).

Исследовалась зависимость остаточной пластичности оболочки от координаты по высоте сборки при комнатной температуре и температуре 135°C (рисунок 1).



а) б)

Рисунок 1 – Зависимости остаточной пластичности от координаты по высоте сборки 1 (а) и сборки 2 (б)

Анализ результатов проведенных коррозионных испытаний и посттестовых материаловедческих исследований показал:

- слои ZrO_2 и α-ZrO являются хрупкими и их влияние на остаточную пластичность ничтожно мало; в свою очередь, состояние слоя α’ –Zr определяет остаточные механические свойства оболочки;
- минимальную остаточную пластичность при комнатной температуре имеют участки оболочки, расположенные на расстояниях ~ 30÷50 мкм от кратера;
- водород в материале оболочек твэлов, подвергнутых высокотемпературному окислению, находится в виде δ-гидрида Zr;
- увеличение остаточной пластичности при температуре 135°C, связанное с повышением пластичности гидридов, образованных в ходе имитации условий проектной аварии.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 03Х14Н11К5М2ЮТ

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

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия
mla44@mail.ru

Специфика производства пружинных изделий из холоднодеформированной проволоки или плющеной ленты состоит в том, что их технологическая переработка предусматривает проведение существенных пластических деформаций. Важной особенностью изменения структурного состояния в процессе деформации аустенитных сталей с нестабильным аустенитом является образование мартенсита. Мартенситное превращение в этих сталях может развиваться, если деформацию проводят ниже точки $M_д$. В хромоникелевых аустенитных сталях типа 18-8 мартенситное превращение в ходе пластической деформации может идти путем формирования промежуточной ε-фазы а затем образования α-мартенсита, следовательно осуществляется по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$. Поскольку ε-мартенсит наблюдается только при небольших деформациях порядка 10-15%, а повышение степени обжатия увеличивает полноту $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, то в формировании свойств холоднотянутой проволоки или плющеной ленты основную роль выполняет α-мартенсит.

В данной работе исследовали мартенситные превращения при деформации в двух метастабильных аустенитных сталях различающихся содержанием кобальтом 03Х14Н11К5М2ЮТ и 03Х14Н11М2ЮТ. С целью изучения последовательности протекания мартенситных превращений были проведены структурные исследования холоднодеформированных с различной степенью обжатия образцов исследуемых сталей. Проведенные исследования эволюции структурообразования сталей в процессе деформации показали, что при малых степенях деформации ~30% (e=0,39) в сталях, содержащих ~5,0 % кобальта, на фоне однородно распределенных дислокаций появляются многочисленные дефекты упаковки, двойники, которые сначала располагаются по одной системе сдвига {111} <112>, а затем с увеличением степени деформации по двум и более системам и возникают пластинки ε-мартенсита. Таким образом, деформация этой стали при деформациях до 30% осуществляется, в основном, по механизму двойникования. С увеличением степени обжатия в структуре в местах пересечения пластин ε-мартенсита наблюдается повышенный уровень искажений и образование дисперсных кристаллов мартенсита. Количество мартенсита деформации, увеличивается с увеличением степени холодной пластической деформации и при деформациях ~90% имеем в структуре данной стали субмикроскопический размер кристаллов мартенсита. В сталях с пониженным содержанием кобальта $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение происходит при меньших степенях обжатия. Поскольку единичные обжатия при волочении сталей составляли 20 %, то после первого прохода при волочении стали по заданному маршруту волочения обнаружить ε – мартенсит на образцах сталей с пониженным содержанием кобальта не удалось. Сравнительное изучение изменения механических свойств после проведения интенсивных пластических деформаций в исследуемых сталях, различающихся по легированию кобальтом, показало, что в случае пониженного содержания кобальта при более низкой степени суммарной пластической деформации наступает снижение пластических свойств. Легирование кобальтом сталей аустенитного класса приводит к реализации в них при пластической деформации TWIP, а затем TRIP-эффектов, способствующих сохранение пластичности до более высоких степеней деформаций.

Работа выполнена при поддержки ФЦП «Развитие потенциала высшей школы», «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», при финансовой поддержке молодых ученых УрФУ.

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ ПОЛЯХ

Жога Л.В., Жарников Д.И.

Волгоградский государственный архитектурно-строительный университет, Волгоград, Россия
levjog@mail.ru, dmitriyzharnikov@mail.ru

Во всех случаях твердое тело при приложении к нему нагрузки представляет собой неравновесную систему, стремящуюся путем эволюции дефектной структуры минимизировать это внешнее приложенное к нему воздействие. В связи с этим предпринимались многочисленные попытки описать процессы деформации и разрушения материалов в рамках термодинамики необратимых процессов. Перестройки структуры при таком описании происходят, когда внешний параметр воздействия достигает некоторого критического значения. Другой вид перестройки диссипативных структур получил название самоорганизованной критичности, статистические свойства которой определяются фундаментальными пространственно-временными характеристиками, а не микроструктурой материала. В тоже время сегодня нет единого взгляда на то, что процесс образования самоорганизованной критичности идет одинаково во всех материалах. Согласно релаксационной модели разрушения [1] поликристаллической сегнетокерамики в электрическом поле, ему предшествуют перестройки структуры за счёт кинетики доменных стенок, межфазовых границ поликристаллического образца и других дефектов. Причём такие перестроения структуры можно обнаружить по появлению импульсов токов («всплесков», «скачков»). Для анализа результатов использован подход, заключающийся в придании информационной значимости корреляционным взаимосвязям, которые реализуются в последовательностях нерегулярностей сигнала – «всплесках», «скачках», как носителях информации об изменениях, происходящих на каждом пространственно-временном уровне иерархической организации исследуемых образцов под нагрузкой [2]. Для классификации информации, заключенной в корреляционной функции анализировали динамику изменения спектра мощности S(f) и разностного момента второго порядка $Ф^{(2)}(t)$. В качестве меры их изменения рассчитывался параметр нестационарности (ПН), и всплески ПН могут рассматриваться как прогнозный признак, который характеризует структурные перестройки в образце. Показано, что максимальное значение ПН предшествует моменту разрушения образца.

[1] Степанов В.А., Песчанская Н.Н., Шпейзман В.В. Прочность и релаксационные явления в твердых телах. – Л., 1984. – 246 с.
[2] Тимашев С.Ф. Фликкер-шумовая спектроскопия: информация в хаотических сигналах., М.: Физматлит, 2007. 248 с.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti–6Al–4V

Грабовецкая Г.П.[1], Степанова Е.Н.[2], Мишин И.П.[1], Забудченко О.В.[1]

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

grabg@ispms.tsc.ru

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

Изучено развитие деформационных процессов в субмикрокристаллическом ($d_{ср}$ ~0,3 мкм) легированном водородом (0,002 0,24 мас.%) сплаве Ti-6Al-4V в условиях растяжения в интервале температур 293-973 К.

Установлено, что механические свойства исследуемого сплава зависят от концентрации и состояния водорода в сплаве. При комнатной температуре сплав, содержащий водород в основном в твердом растворе, имеет предел текучести ниже, а предел прочности и величину деформации до разрушения выше, чем сплав, содержащий выделения гидридов. При повышенных температурах, где водород в сплаве присутствует только в твердом растворе, пределы прочности и текучести увеличиваются, а величина деформации до разрушения уменьшается с ростом концентрации водорода в сплаве.

При всех исследованных концентрациях водорода субмикрокристаллический сплав Ti-6Al-4V в той или иной степени проявляет склонность к локализации пластической деформации на различных структурных уровнях. На макроуровне локализация пластической деформации реализуется либо в виде шейки, либо в виде двух макрополос локализованной деформации шириной до 500 мкм. На мезоуровне характер проявления локализации деформации определяется состоянием водорода в сплаве. При комнатной температуре на поверхности рабочей части образцов субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V, содержащего 0,002 % водорода, образуются отдельные мезополосы локализованной деформации шириной 10–20 мкм. Характерной особенностью деформации образцов, содержащих выделения гидридова, является развитие трещин, периодически расположенных на поверхности рабочей части образца, что является одной из форм проявления локализации пластической деформации. В то же время на поверхности образцов, содержащих водород в основном в твердом растворе, полосы локализованной деформации и трещины отсутствуют. На поверхности наблюдаются лишь цепочки пор вдоль направлений касательных напряжений. С повышением температуры испытания склонность сплава к трещинообразованию и рельефность мезополос на его поверхности снижаются.

Показано, что на развитие локализации пластической деформации в легированном водородом субмикрокристаллическом сплаве Ti-6Al-4V оказывают влияние два фактора: активация водородом дислокационного механизма деформации и способность водорода концентрироваться в наиболее напряженных участках образца. Первый фактор, приводящий к повышению устойчивости сплава к локализации пластической деформации, оказывает наибольшее влияние на развитие деформации в сплаве при комнатной температуре, второй, способствующий локализации деформации, – при повышенных температурах, когда диффузионная подвижность водорода существенно возрастает.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИНДУЦИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Рудской А.И., Беляев А.К., Полянский В.А.

Санкт-Петербургский государственный Политехнический университет, Санкт-Петербург
vapol@mail.ru

Замедленное разрушение литых лопаток из жаропрочных сплавов в процессе эксплуатации газотурбинных двигателей ограничивает ресурс работы и межремонтные интервалы, является главной причиной выхода из строя лопаток.

Микроскопические исследования замедленного разрушения показывают, что оно сопровождается диффузным изменением структуры жаропрочных сплавов и образованием индуцированных водородом трещин [1,2,3]. Считается, что одна часть трещин закладывается в процессе производства лопаток, при вытравливании стержня из слитка, а другая часть трещин возникает вследствие развития водородной хрупкости при накопления водорода из продуктов горения газа. Все имеющиеся в литературе данные получены в результате микроскопических исследований.

Авторами были впервые проведены прямые измерения распределения концентраций водорода в лопатках газотурбинных двигателей, прошедших различные сроки эксплуатации. Получены экспериментальные данные, как об объемном распределения водорода, так и о его энергиях связи. Исследования проводились с применением промышленного анализатора водорода АВ-1.

Проведенные экспериментальные исследования позволили методом прямых измерений достоверно установить факт критического накопления водорода в лопатках ГТД во время их эксплуатации, причем в особенно опасной для механических свойств диффузно-подвижной форме.

Установлено, что в основании пера лопатки концентрации растворенного водорода возрастают в несколько раз. Там же, как правило, происходит и разрушение лопатки при эксплуатации газотурбинных двигателей.

Анализ полученных данных показывает, что при накоплении и перераспределении водорода большую роль играет напряженно-деформированное состояние лопаток. Оно влияет как на развитие трещин, так и на перераспределение водорода.

Таким образом, учет влияния растворенного водорода при проектировании и расчете на прочность лопаток газотурбинных двигателей позволяет в определенной степени управлять скоростью его накопления, что существенно сказывается на сроках замедленного разрушения лопаток.

[1] Орлов М.Р., Орлов Е.М. Водородная хрупкость монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Деформация и разрушение материалов.-2008.-№7.-с.36-41.
[2] М.Р. Орлов, М.С. Якимова Замедленное разрушение монокристаллических лопаток из жаропрочного сплава ЖС26-ВИ в процессе эксплуатации ГТУ // Газотурбинные технологии. - 2011. - N 8 (99). - С. 10-15
[3] Г. И. Пейчев, В. Е. Замковой, Н. В. Андрейченко Особенности разрушения рабочих лопаток турбины из высокопрочных жаростойких литых сплавово на энергетических установках // ISSN 1727-0219 Вестник двигателестроения №1.-2011.-с.34-37

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛ ⇔ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сундеев Р.В.[1,2], Шалимова А.В.[1], Глезер А.М.[1,2]

[1]Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва, Россия
[2]Московский государственный университет приборостроения и информатики, Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Известно, что под действием мегапластической деформации (МПД) в металлических сплавах могут протекать процессы деформационной аморфизации и деформационной кристаллизации. Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной кристаллизации аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$, $Fe_{78}B_{8,5}Si_9P_{4,5}$, $Fe_{83}C_{13}B_4$, $Fe_{80}B_{13}Si_7$, $Fe_{76}Cr_{16}Zr_{4,5}B_3C_{0,5}$, $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, $Fe_{57}Co_{24}Cr_{16}B_3$, $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ и деформационной аморфизации закристаллизованных аморфных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ в ходе мегапластической деформации в камере Бриджмена. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни *n* в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Обнаружено, что в одинаковых условиях деформации, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана - $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и исходно однофазный сплав $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы - $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ аморфизуются слабо. Предполагается, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз при мегапластической деформации можно описать рассматривая три фактора влияния: механический, термодинамический и концентрационный. Показано, что при МПД аморфных сплавов на основе железа с различными температурами кристаллизации в материале, протекают процессы кристаллизации. Экспериментально обнаружено, что, чем ниже значение температуры кристаллизации аморфного сплава, тем большие значение объёмной доли кристаллической фазы наблюдается после деформации. На основании проведенных оценок сделано предположение о том, что эффект деформационной кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа при МПД обусловлен как адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, так и заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах. Установлено, что МПД при комнатной температуре в исходно аморфном или исходно кристаллическом сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ приводит к реализации нескольких циклов фазовых превращений типа «кристалл ⇔ аморфное состояние». Наблюдение таких многократных циклических превращений при МПД возможно лишь в том случае, когда сплав характеризуется высокой склонностью к деформационной аморфизации и одновременно высокой склонностью к деформационной кристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 12-02-31397 мол_а, 11-02-00607 и 12-02-00748).

ОЦЕНКА ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Гладковский С.В., Каманцев И.С., Бородин Е.М., Кутенева С.В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
gsv@imach.uran.ru

Низкоуглеродистые малолегированные стали является в настоящее время основным материалов для использования в массивных сварных изделиях и элементах конструкций, в том числе эксплуатирующихся в условиях низких климатических температур и динамических нагрузок. При этом переход к новым составам сталей данного класса и режимам их деформационно-термической обработки, обеспечивающим повышение уровня механических свойств, требует всесторонней оценки показателей хрупкой прочности, оцениваемых экспериментальными методами механики разрушения.

В работе приведены результаты испытаний металла основы и участков сварных соединений из низкоуглеродистых сталей различного уровня прочности на ударную вязкость, статическую и динамическую трещиностойкость при комнатной и пониженной климатических температурах, а также изучены особенности макро- и микростроения поверхности изломов.

Обработка диаграмм ударного нагружения в координатах «нагрузка-перемещение», полученных с использованием инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M, позволила разделить общую работу разрушения (A) на ее составляющие - работу зарождения трещины ($A_з$) и работу распространения трещины (A_p), а также определить значения показателя динамической трещиностойкости на основе контурного интеграла Райса-Черепанова-Билби (J_{id}).

На примере стали 12Г2С показано, что для оценки хрупкой прочности различных участков сварного соединения (основной металл, зона термического влияния и зона шва) при низких температурах (Т = -40°С) в условиях динамического нагружения может быть использован критерий линейной механики разрушения $К_{1Д}$. Однако определение значений $К_{1Д}$ возможно только при наличии на диаграмме удара резкого срыва нагрузки («хрупкого скачка»). Совместный анализ диаграмм ударного нагружения, результатов испытаний на динамическую трещиностойкость и изучения фрактографических особенностей разрушения показал, что наблюдаемое при температуре -40°С снижение значений $К_{1Д}$ и J_{id} при последовательном переходе от основного металла к зоне термического влияния и к сварному шву сопровождается увеличением высоты «хрупкого скачка» и повышением в изломе доли участков хрупкого квазискольного разрушения.

Проведенные в интервале температур 20...-196ºС испытания на статическую трещиностойкость показали, что основной металл сталей 10ХНДП и 12ГН2МФ по сравнению со сталью 17Г1С обладает более высокими характеристиками статической трещиностойкости $К_{1с}$ ($К_с$) при температурах ниже -20 ºС.

Показана возможность повышения сопротивления хрупкому разрушению различных участков сварных соединения изученных низкоуглеродистых сталей за счет оптимизации химического состава, использования деформационно-термической обработки и применения улучшенных технологий процесса сварки.

Работа выполнена при частичной поддержке Программы Президиума РАН № 25 и в рамках проекта № 12-С-1-1030 УрО РАН.

ОРИЕНТАЦИОННЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ФОЛЬГАХ Al С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ В ШИРОКОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Гриценко В.И.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина
Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Приведены результаты экспериментальных исследований по определению закономерностей структурных и ориентационных изменений, сопровождающих пластическую деформацию (ПД) фольг Al, содержащих сквозные границы зерен, с покрытием из нитрида титана, толщиной 3 мкм, в температурном интервале от $T_{комн.}$ до $0{,}6T_{пл.}$ Рабочая часть образцов имела размеры 100×20×0,15 мм^3. Покрытие наносилось на установке "Булат-3Т". Структурные и ориентационные изменения в образцах и их изменения в процессе ПД определялись с помощью разработанной авторами высокочувствительной оптоэлектронной методики [1].

Ранее было показано, что при $T_{комн}$ в образцах Al с покрытием из нитрида титана ПД развивается за счет трансляционной моды, а ротационная мода практически исключена. Покрытие толщиной 3 мкм приводит к увеличению предела текучести (более, чем на 20 %) и незначительному увеличению предела прочности (≈ 10 %), при этом максимальная ПД образцов до разрушения уменьшается более, чем на 30%. Повышение температуры деформирования фольг Al с покрытием прежде всего приводит к изменению закономерности развития ПД. При $T \leq 0{,}4\ T_{пл.}$ деформационная кривая имеет гладкую параболическую форму, а при $T > 0{,}4\ T_{пл}$ – скачкообразный характер. Наблюдаемое неустойчивое скачкообразное поведение деформирующего напряжения в исследуемых образцах свидетельствует о временной и пространственной неоднородности пластического течения, которая с одной стороны усиливается с повышением температуры деформирования, а с другой стороны частично блокируется наличием покрытия. Использованная в работе методика [1] позволила установить, что причиной скачкообразной деформации являются термически активированные квазипериодические структурные и ориентационные изменения, происходящие в образце, которые в конечном итоге, приводят к растрескиванию покрытия. На рисунках 1, 2 приведена характерная микроструктура поверхности фольг Al с покрытием, полученная с помощью растрового микроскопа Jeol JSM-840, перед разрушением образца при различных температурах деформирования (1 – 100°C, 2 – 200°C). Рис. 2 относится к образцу, для которого обнаружен скачкообразный характер развития пластической деформации.

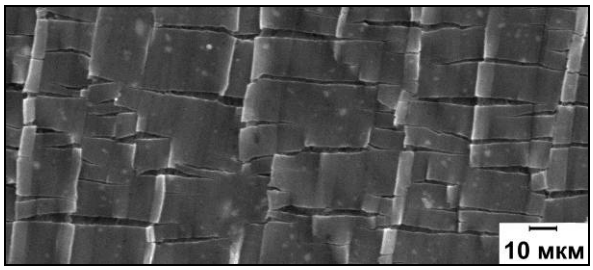


Рис. 1.

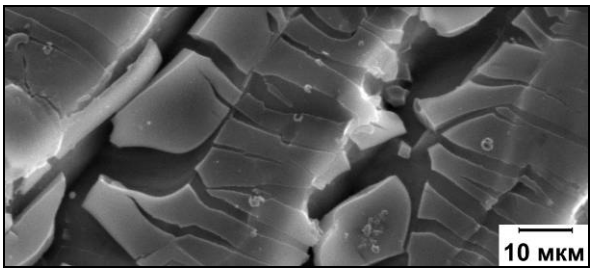


Рис. 2.

[1] E.E. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. Shehovtsov, R.V. Shurinov, T.R. Zetova. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic Deformation of Polycrystalline Specimens of Aluminum // Inorganic Materials. – 2011. –№15. – P. 1663 – 1667.

ТРЕХМЕРНАЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Батухтина Е.Е.[1], Романова В.А.[2]

[1]*Томский государственный университет, Томск, Россия, batuhtina10902@mail.ru*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*
varvara@ispms.tsc.ru

Один из подходов к моделированию поведения структурно-неоднородных материалов предполагает введение в расчеты микроструктуры в явном виде. Первый этап моделирования включает разработку структурно-механической модели материала, учитывающей внутреннее строение и механический отклик структурных элементов. В работах [1,2] для моделирования трехмерных структур различного типа был предложен метод пошагового заполнения, основанный на применении геометрических алгоритмов. Основной отличительной особенностью данного метода является генерация трехмерной структуры на заранее заданной регулярной сетке. При этом границы структурных элементов совпадают с узлами расчетной сетки и характеризуются ступенчатой геометрией. При численном решении задачи механики для такой структуры на границах раздела возникают нефизические концентрации напряжений и локализации деформаций, связанные со ступенчатым профилем интерфейсов. Для минимизации этих эффектов необходимо использовать сетки с высоким разрешением. В настоящей работе проведено моделирование поликристаллической структуры аналитическим методом мозаики Вороного. В этом случае межзеренные границы характеризуются гладкой геометрией, и требования к разрешению расчетной сетки могут быть существенно снижены. Для поликристаллических структур, сгенерированных на регулярной и нерегулярной сетках, решена задача о механическом нагружении. Проведено сравнение результатов расчетов, на основании которого сделаны выводы о границах применения регулярных сеток в задачах механики сред со структурой.

[1] Романова, В.А., Балохонов, Р.Р., Карпенко, Н.И. (2004): Моделирование механического поведения материалов с учетом трехмерной внутренней структуры. Физическая мезомеханика 7, 71-79.

[2] Романова, В.А., Балохонов, Р.Р., Макаров, П.В. (2006): Моделирование деформации и разрушения на поверхности и в объеме структурно-неоднородных материалов с явным учетом границ раздела. В книге: Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах под ред. В.Е.Панина (Новосибирск: Изд-во СО РАН), 155-204.

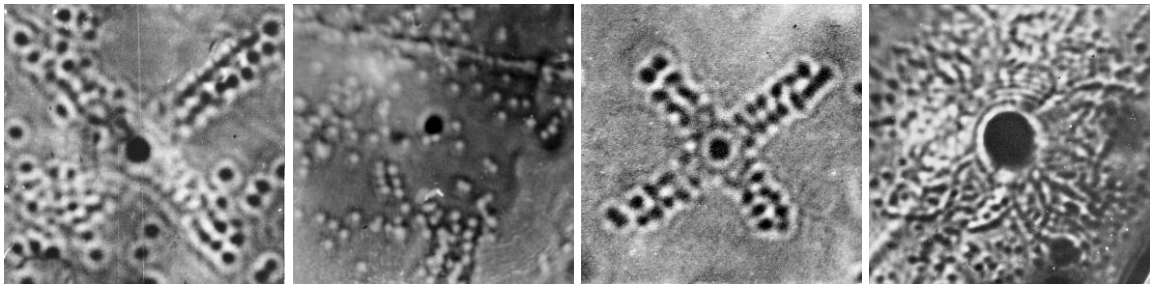
КРАУДИОННЫЙ МАССОПЕРЕНОС В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОГО ЛОКАЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г.

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
marina_andreevna@inbox.ru

Изучение краудионного массопереноса (КМ) показало, что вероятнее всего его следует ожидать при пониженных температурах, импульсных нагрузках и локальных деформациях с большими градиентами [1-5].

Нами проведены эксперименты по образованию пор в монокристаллах KCl при поглощении импульсов лазерного излучения. Использовались лазеры: рубиновый (длительность импульса $\tau = 10^{-3}$ с, энергия $W \le 20$ Дж, длина волны излучения $\lambda = 694$ нм) и неодимовый ($\lambda = 1054$ нм, $\tau = 5 \cdot 10^{-8}$ с, $W \approx 1$ Дж). Температура кристаллов при облучении (77, 293, 973) К. Поры в образцах образовывались размером $\left(10^{-6} \div 10^{-4}\right)$ м. Корреляции между характером разрушения, размером полостей и энергией импульса и его длительностью (в указанных выше пределах изменения этих параметров), не наблюдалось. Количественно обрабатывались данные по тем образцам, где дислокационная структура (ДС) разрешима. Типичные картины ДС и условия, в которых они получены, приведены на рис. 1.



а б в г

Рис. 1. Дислокационные структуры вблизи лазерных пор в различных условиях эксперимента (×1000): а, б – Т=77 К, в – Т=293 К, г – Т=973 К

Характерно то, что объем вещества, вынесенный из пор наблюдаемыми дислокационными петлями (ДП) при Т=77К и Т= 293К (рис. 1 а-в) составляет $(2 \div 4)$% объема поры. Опираясь на решение тепловой задачи в области энерговыделения, оценен диффузионный поток растворения ДП в процессе остывания кристалла, который оказался пренебрежимо малым для того, чтобы заметно уменьшить количество наблюдаемых у пор ДП. Из этого следует, что основным механизмом переноса массы при образовании пор в описанных условиях был КМ.

В пользу такого вывода свидетельствует также тот факт, что при температуре 77 К, когда поток краудионов возрастает, наблюдаются «шапки» ямок травления на концах дислокационных «лучей» (рис.1 а), а иногда и при отсутствии «лучей» (рис. 1 б) как следствие релаксации возникающего при КМ пересыщения кристалла межузлиями. ДС при Т=973 К счетная, но разупорядоченная (рис. 1 г). Если полагать, что наблюдаемая ДС все же есть результат сечения ДП, то оказывается, что наблюдаемое их количество составляет всего порядка 20-30% от объема поры. Это означает, что в описываемых условиях КМ существенно преобладает даже при Т=973 К.

[1] А. М. Косевич. Физическая механика реальных кристаллов. К.: Наук. думка, 1981. – 327 с.
[2] В. Д. Нацик, С. Н. Смирнов, Кристаллография **54**, 6, 1034 (2009).
[3] Ю. И. Головин, А. И. Тюрин, ФТТ **42**, 10, 1818 (2000).
[4] Я. Е. Гегузин, В. Г. Кононенко, М. Г. Руденко, ФизХОМ 5, 148 (1981).
[5] Yu. I. Boyko, M. A. Volosyuk, V. G. Kononenko, Functional Materials, **19**, 3, 289 (2012).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Nb И МЕХАНОКОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Nb-Al ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Денисов К.И.[1,2], Дитенберг И.А.[1,3], Тюменцев А.Н.[1,2,3], Корчагин М.А.[4], Корзников А.В.[5]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
[2]Томский государственный университет, Томск, Россия
[3]Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия
[4]Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
[5]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
denisov_ki@mail.ru

Проведено исследование особенностей микроструктуры Nb и механокомпозита Nb+Al после различной продолжительности механической активации (МА) в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице АГО-2 и последующей консолидации и деформации кручением под давлением при комнатной температуре. Структурные исследования порошков и компактов на их основе проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Компакты изучались в сечении, перпендикулярном плоскости кручения. Особенности упрочнения материалов изучены путем измерения микротвердости по Виккерсу как после МА, так и после кручения под давлением.

Установлено, что после 2-3 минут МА исходные порошинки образуют слоистые конгломераты пластинчатой формы размерами до сотен микрон. В то же время, наблюдаются фракции мелких порошинок размерами от сотен нанометров до нескольких микрометров. В порошинках всех фракций обнаружены высокодефектные субмикро- и наноструктурные состояния.

В процессе комбинированной деформационной обработки в Nb и композите Nb+Al в поперечном сечении наблюдается нанополосовая микроструктура с шириной полос на уровне нескольких десятков нанометров и меньше. Полосы преимущественно параллельны плоскости наковален, разделены большеугловыми границами и фрагментированы малоугловыми границами на высокодефектные субзерна.

Установлено, что кривизна кристаллической решетки достигает нескольких десятков град/мкм в субзернах алюминия и более 100 град/мкм в субструктуре ниобия и локализована в областях размеров порядка нескольких десятков нанометров. Предполагается, что различие в параметрах микроструктуры ниобия и алюминия связано с разными гомологическими температурами деформации, релаксационной способностью и механическими характеристиками данных материалов.

Микротвердость консолидированных образцов возрастает с увеличением степени деформации кручением и достигает 7-9 ГПа в чистом Nb и 5 ГПа в композите Nb+Al (деформация $e \sim 4.7$). Предполагается, что основным фактором упрочнения является формирование указанных выше структурных состояний.

Обсуждаются механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки в процессе трансформации микроструктуры и их взаимосвязь с уровнем прочностных свойств.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72 и гранта Минобрнауки РФ № 14.132.21.1415 по ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России». Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ЦМ-2А ПРИ ВНЕЦЕНТРЕННОМ НАГРУЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ С НАДРЕЗОМ

Ермишкин В.А., Севастьянов М.А., Минина Н.А.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия
minina@imet.ac.ru

Целью настоящей работы была оценка предельных условий равновесия образцов с трещиной-надрезом в терминах механики разрушения. Образцы толщиной 0,8 мм имели форму прямоугольника площадью 50×48 мм^2 с разрезом шириной 0,3 мм и длиной ~ 15 мм по его горизонтальной оси симметрии. Образцы подвергались внецентренному растяжению в направлении нормальном к разрезу на универсальной испытательной машине типа «Инстрон-3382» со скоростью нагружения 0,5 мм/мин.

Были использованы образцы двух партий отличающихся направлением прокатки по отношению к оси приложения нагрузки. Процесс развития трещины-надреза под нагрузкой синхронно с записью диаграммы растяжения снимался на видео камеру. Последующий покадровый анализ с интервалом 5-10 сек. методом фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) был использован для измерения подрастания трещины и анализа поля локальных напряжений в области, окружающей вершину растущей трещины. Комплексный анализа полученной информации позволил построить кинетическую кривую роста трещины и установить механизм разрушения исследуемого сплава. В процессе растяжения из-за малой толщины образца происходила потеря его устойчивости, что вызывало коробление образца. Развитие трещины начиналось из вершины надреза, но ее траектория отклонялась от направления, заданного надрезом. Характер развития трещины привел к тому, что в терминах механики разрушения напряженное состояние перед ее вершиной оказалось возможным описать, только используя представления о суперпозиции всех трех мод разрушения, которые в ней рассматриваются при анализе напряженного состояния материала перед вершиной трещины [1]. Трещина развивалась скачкообразно при чередовании стадий ее раскрытия и роста. При этом раскрытие трещины сопровождается относительно медленным ее подрастанием. Методом ФАСИ [2] были обнаружены цепочки микротрещин в пластической зоне трещины, сопряженной с ее вершиной. Стремительное скачкообразное подрастание трещины происходит благодаря поглощению растущей магистральной трещиной микротрещин, зародившихся в ее пластической зоне. После этого вновь начинается раскрытие трещины, которое сопровождается ростом зоны пластических деформаций перед ее вершиной. По мере ее развития в ней вновь появляются микротрещины. Моменту нового скачка магистральной трещины предшествует образование острого клюва, в ее вершине. На кинетической кривой роста трещины отчетливо фиксируется чередование стадий ее раскрытия и скачкообразного роста. Более высокие показатели прочности и большую величину раскрытия показали образцы, которые растягивали в направлении прокатки.

[1] Нотт Д.Ф. Основы механики разрушения. М.:Металлургия. 1975, 256 с.
[2] Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационная технологии фотометрического анализа усталостного повреждаемости материалов. Информационные технологии» 2007. №11, С. 65-70

ЭВОЛЮЦИЯ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ И ФАЗ ЛАВЕСА В СТАЛИ 02Х9К3В2МФБР В ПРОЦЕССЕ ИСПЫТАНИЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ПРИ 650°С

Федорова И.Ф.[1], Козлов П.А.[2]

[1]ФГАОУ ВПО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия
[2]ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия
fedorova_i@bsu.edu.ru

Работа посвящена детальным исследованиямэволюции частиц вторичных фаз и фаз Лавесав стали02Х9К2В2МФБР после деформационно-термической обработки и испытания на ползучесть при 650^{o}С в течение 1500, 4500 и 16000 часов. Экспериментальные образцы стали 02Х9К3В2МФБР после нормализации с 1050^{o}С были подвергнуты горячей ковке при температуре 1050^{o}С, охлаждению на воздухе и отпуску при температуре 750^{o}С в течение 3 часов.

Микроструктура обработанной стали состоит из реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций около 4 $\times 10^{14}$ м$^{-2}$. Среднее расстояние между высокоугловыми границами составляет 5 мкм, средний поперечный размер реек – 240 нм. Отпуск приводит к однородному выделению по всему объему мартенситной матрицы дисперсных карбонитридов (V,Nb)(C,N) и выделению по границам зерен и реек карбидов $Cr_{23}C_6$. Микроструктура стали после испытания на ползучестьхарактеризуется увеличением размеров структурных составляющих, укрупнением дисперсных частиц вторичных фаз. Уже после 1500 часовой ползучести происходит выделение фаз Лавеса (рис.1а), после старения и ползучести в течение 16000 часов наблюдается трансформациякарбонитридов (V,Nb)(C,N) в Z-фазу (рис.1б).

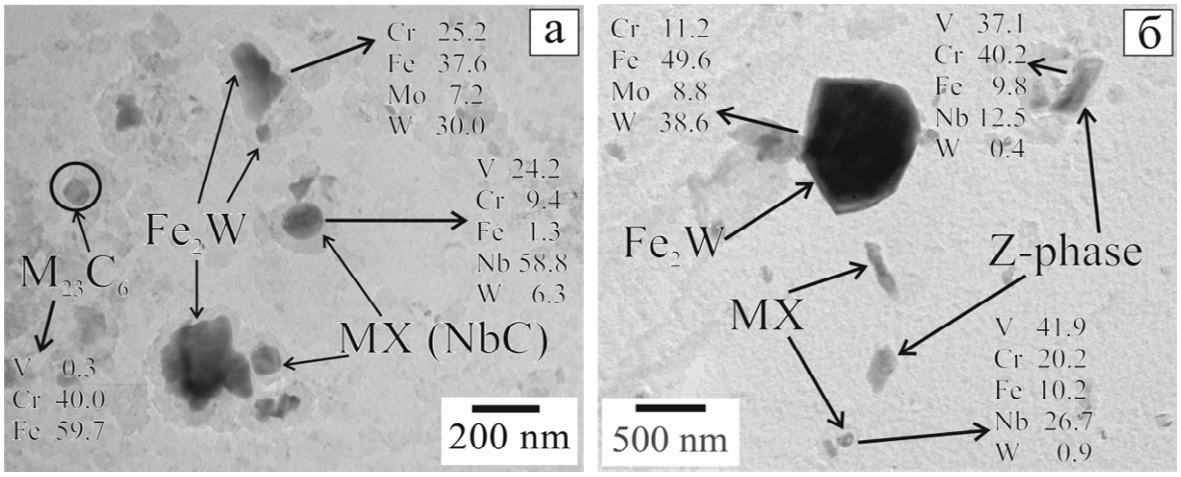


Рисунок 1 - Дисперсные частицы в рабочей части образца стали 02Х9К3В2МФБР после испытания на ползучесть в течение 1500 часов (а),16000 часов (б).

Скорость ростачастиц фазЛавеса, карбонитридов типа MX и карбидов типа $M_{23}C_6$ при старении контролируется зернограничной диффузией и может быть описана уравнением $R^4 - R_0^4 = K\tau$. Экспериментальные значения констант скорости роста частицв захватах образцов, хорошо согласуются с константами, рассчитанными в рамках модели Лифшица—Слезова—Вагнера.Более быстрый темп роста наблюдается для частиц в рабочей части образцов, что связано с влиянием пластической деформации при ползучести.

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТАВА Al-Cu-Mg-Ag СПЛАВА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

Газизов М.Р., Зуйко И.С.

Белгородский государственные национальный исследовательский университет, Белгород, Россия
gazizov@bsu.edu.ru

В настоящее время алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mg-Ag, обладающие высокими свойствами жаропрочности среди алюминиевых сплавов, рассматриваются как перспективный материал для использования в авиастроении. Высокая жаропрочность данных сплавов обусловлена тем, что легирование сплавов системы Al-Cu небольшим количеством серебра и магния приводит при искусственном старении к преимущественному выделению дисперсных гексагональных пластин Ω-фазы (Al_2Cu), имеющих когерентные и полукогерентные межфазные границы с алюминиевым твердым раствором. Отличительная особенность частиц Ω-фазы – ориентация пластин вдоль габитусных плоскостей $\{111\}_{Al}$ с характерными поверхностными сегрегациями атомов магния и серебра, которые обеспечивают высокую термическую стабильность данных выделений по сравнению с $\{100\}_{Al}$ пластинами θ′-фазы (Al_2Cu), формирующиеся в Al-Cu сплавах. Легирование магнием и серебром Al-Cu сплавов не исключают возможность выделения θ′-фазы на дефектах кристаллической решетки, что может негативно сказаться на механических свойствах данных сплавов при повышенной температуре. Оптимизация режимов термомеханической обработки, изменяющих фазовый состав упрочняющих частиц, является актуальной задачей улучшения прочностных характеристик Al-Cu-Mg-Ag сплавов при комнатной и повышенных температурах.

В данной работе рассмотрено влияние промежуточной пластической деформации на механические свойства алюминиевого сплава (Al-5,6Cu-0,72Mg-0,5Ag (в масс. %)), который был исходно гомогенизирован и закален в воду. Для промежуточной пластической деформации серии образцов использовали методы одноосного растяжения на 1, 3, 5, 7% и прокатки с обжатием 20, 40, 80%. Время старения для достижения максимальной прочности деформированных образцов подбирали при температуре 190°C в интервале 0,5-96 часов.

Увеличение степени промежуточной пластической деформации приводит к дополнительному повышению кратковременных прочностных характеристик при растяжении и уменьшению времени до разрушения при испытании на сопротивление ползучести данного сплава. Установлено, что основной причиной повышения кратковременных прочностных характеристик экспериментального сплава является повышение плотности дислокаций и формирование границ деформационного происхождения. Негативное влияние пластической деформации на сопротивление ползучести сплава обусловлено повышенной плотностью дислокаций, которые являются местами зарождения и ускоренной коагуляции частиц θ′-фазы.

Работа была выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 14.132.21.1593 от «01» октября 2012 г.).

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКУ УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА Cu_3Pd

Гохфельд Н.В., Буйнова Л.Н., Пушин В.Г.

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

В настоящее время наблюдается повышенный интерес к деформациям при низких температурах – к так называемым криогенным деформациям. В работе [1] было показано, что после мегапластической деформации (МПД) [2] методом кручения под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре в сплаве Cu_3Pd при отжиге существенно ускоряется кинетика упорядочения. Однако остается не вполне ясным, как его деформация при криогенных температурах может повлиять на структуру, физико-механические свойства, кинетику и степень упорядочения.

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгенодифрактометрии, резистометрии и дюрометрии изучены микроструктура, физические свойства атомноупорядочивающегося сплава Cu_3Pd, подвергнутого пластической деформации КВД (на 1/8, ¼, ½, 1, 5, 10 оборотов) при криогенной температуре и последующим отжигам.

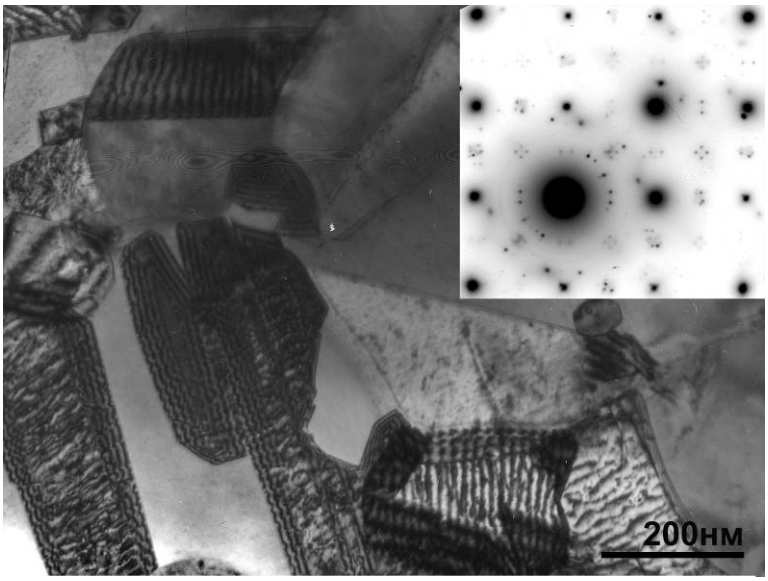


Рисунок 1. Микроструктура сплава Cu_3Pd после МПД при криогенной температуре и последующего отжига при 450°С 1ч и соответствующая электронограмма.

Установлено, что МПД обеспечивает существенное измельчение зеренно-субзеренной структуры сплава вплоть до наномасштаба.

Кратковременный отжиг позволяет получить атомноупорядоченное состояние, при этом, не увеличив в значительной степени размер зерна (см. рис. 1) и сохранив электросопротивление на низком уровне. Таким образом, удалось нанофрагментировать сплав и ускорить кинетику упорядочения за счет предварительной криогенной деформации, что в целом согласуется с результатами, полученными в работе [1] при использовании деформации при комнатной температуре. В работе анализируется влияние степени деформации и температуры последующих изотермических, изохронных отжигов на кинетику и степень упорядочения, построены гистограммы распределения размера зерна в зависимости от термообработки.

[1] Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. Деформация и разрушение материалов, **10**, 24 (2009).
[2] Глезер А. М., Известия РАН. Сер. Физ., **71**, 1764 (2007).

ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СУБСТРУКТУР ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Zn-Mg

Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Данейко О.И.

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

Проведены исследования закономерностей эволюции микроструктуры деформированного сплава Al-6%Zn-3%Mg. Данный сплав является дисперсионно-твердеющим материалом, поэтому, варьируя режимы термической обработки, можно менять характеристики дисперсных упрочняющих частиц и когерентных образований, не влияя на исходную дефектную субструктуру. Наибольшее количество экспериментальных данных было получено для закалённого сплава и сплава, подвергнутого закалке с последующим одноступенчатым старением (373 К, 24 часа).

Механические испытания, проведённые на сжатие и растяжение, показали, что при сжатии образцы сплава можно деформировать до весьма глубоких степеней деформации, тогда как при растяжении разрушение в зависимости от структурного состояния сплава наступает при степенях деформации, не превышающих 0,12.

В результате исследований были сделаны оценки количественных характеристик микроструктуры для разных степеней деформации: объёмных долей субструктур различного типа, характеристик, свойственных разным типам субструктур, плотности дислокаций (как средней, так и относящейся к разным субструктурам), а также характеристик дальнодействующих полей напряжений.

Установлено, что при растяжении сплава при любом его структурном состоянии разориентированные субструктуры практически не наблюдаются. В состаренном сплаве, подвергнутом сжатию, сначала формируются субструктуры с плавнями разориентировками, а затем, при более высоких степенях деформации, начинается формирование субструктур с плавными многомерными и дискретными разориентировками. Тем не менее, даже при небольших степенях деформации (порядка 0,03) в отдельных областях сплава можно наблюдать субструктуры с плавными многомерными разориентировками. В интервале деформаций от 0,03 до 0,12 довольно значительный объём материала принадлежит блочным (фрагментированным) субструктурам; средний размер таких фрагментов равен 225 нм. При степенях деформации, превышающих 0,12, но меньших 0,25, фрагментированные субструктуры трансформируются: размеры фрагментов возрастают в несколько раз, увеличивается их разориентация. При степенях деформации, превышающих 0,3, основной объём материала приходится на долю разориентированных субструктур разных типов.

Проводилось сопоставление результатов исследования дислокационной субструктуры состаренного сплава с данными, полученными для деформационного рельефа. Установлено, что разориентированные субструктуры наблюдаются при таких степенных деформации, при которых формируются грубые следы скольжения, т.е. происходит значительное усиление локализации деформации.

В сплаве, подвергнутом только закалке, формирование разориентированных субструктур наблюдалось только при достаточно глубоких степенях деформации. Даже при деформации порядка 0,3 основной объём материала приходится на долю сетчатой дислокационной субструктуры, неоднородность которой возрастает с увеличением степени деформации. Формирование субструктур с дискретными разориентировками в закалённом сплаве не наблюдалось.

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Гришунин В.А., Громов В.Е., Райков С.В., Коновалов С.В., Дербичева Н.С., Проклушина Д.Е., Воробьев С.В., Комиссарова И.А.

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

Целью настоящей работы являлся анализ структурно-фазовых состояний нормализованной рельсовой стали, разрушенной в результате многоциклового нагружения.

Методами ПЭМ установлено, что процесс усталостного нагружения рельсовой стали сопровождается:

1) разрушением цементитных пластин путем их разрезания движущимися дислокациями и растворением путем удаления атомов углерода на дислокации;

2) повторным выделением цементитных частиц наноразмерного диапазона (деформационное старение стали);

3) формированием субзеренной структуры;

4) ростом плотности дислокаций;

5) увеличением амплитуды внутренних полей напряжений и плотности концентраторов напряжений, обусловленных деформационной несовместностью соседних зерен и субзерен, α-фазы и цементитных включений.

В наиболее полном объеме процессы деформационного преобразования стали протекают в слое, расположенном на глубине ~10 мкм.

При ПЭМ-анализе сталей и сплавов структура внутренних полей напряжений проявляется через изгибные экстинкционные.

Характеристикой внутренних полей напряжений является количество концентраторов напряжений на единицу площади фольги. Для исходного состояния эта характеристика по всему сечению имела значение $0{,}7\cdot10^3$ см$^{-2}$; в разрушенной стали в поверхностном слое – $1{,}2\cdot10^3$ см$^{-2}$; в слое, расположенном на глубине ~10 мкм – $1{,}5\cdot10^3$ см$^{-2}$. Разрушение пластинчатого перлита, имеющее место в слое, расположенном на глубине ~10 мкм, сопровождается увеличением амплитуды внутренних напряжений и плотности концентраторов напряжений.

Был выполнен анализ изгибных экстинкционных контуров в различных структурно-фазовых состояниях рельсовой стали (зернах перлита, псевдоперлита, структурно свободного феррита), разрушенной при многоцикловом усталостном нагружении.

Количественные исследования показали, что наиболее опасными источниками полей напряжений в структуре ферритно-перлитной стали являются межфазные границы раздела, т.е. границы раздела ферритной матрицы и частиц цементита. При этом значения дальнодействующих полей напряжений могут превышать предел прочности материала, приводить к формированию микротрещин. Изгибные экстинкционные контуры начинаются от берегов трещины, имеют круговую форму, их минимальная толщина (максимальная амплитуда напряжений) фиксируется возле устья трещины.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (Соглашение №14.B37.11.0071).

PHYSICAL MECHANISMS OF FATIGUE LIFE INCREASE OF RAIL STEEL AFTER ELECTRON BEAM TREATMENT

Gromov V.E., Grishunin V.A., Raikov S.V., Derbicheva N.S., Proklushina D.E., Polunosik E.A.

Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russian Federation
gromov@physics.sibsiu.ru

Irradiation of rail steel by high-intensity electron beams with parameters: electron energy W = 18 keV, energy density E_S= (10…30) J/cm^2, exposure time τ = 50 μs and repetition frequency of an electron beams f = 0.3 s^{-1}; quantity of impulses N = 3 is accompanied by surface layer melt and formation of structure of basically cellular crystallization.

It is shown that in high-speed heating and cooling conditions in steel surface layer (~0.5 … 1.0 μm) microinhomogeneous structure-phase state is formed, presented by grains of α-phase with cells of crystallization in which volume nanosize martensite crystals and grains of α-phase with martensite crystals of submicronic range are formed. Formation of inhomogeneous structure of surface layer is associated, on the one hand, with ultrahigh speeds of heating and cooling (small time of homogenization) and on the other hand, by inhomogeneous structure-phase state of steel prior to irradiation.

In the layer located on border of melt bath, formation of polycrystalline structure with the grains of ultrasmall size (0.8 … 1.5 μm) is revealed, in volume of which nanosize martensite structure is found.

In the layer of thermal influence located in temperature interval of -α-phase, a γ-phase and iron carbide coexistence, the multiphase morphologically multicomponent structure is formed, which is caused by structural heterogeneity of initial state of the steel and small time of thermal influence initiated by electron beams.

It is determined that multicyclic fatigue tests of rail steel with pearlite structure are accompanied (1) by destruction of cementite plates, carried out by cutting them by moving dislocations and dissolution due to carbon atoms leaving the crystal lattice of cementite at dislocation; (2) by repeated precipitation of cementite nanoparticles on dislocations (deformation ageing of steel); (3) subgrain structures formation; (4) increase in total density of dislocations (density of dislocations concentrated in borders of subgrains and distributed in volume of the grain); (5) growth of amplitude of internal stress fields and density of stress concentrators due to deformation incompatibility of the neighbouring grains and subgrains, α-phase and cementite inclusions.

Irradiation regime of high-intensity electron beams, allowing to increase fatigue life of the rail steel (by ~2.5 times) is revealed. The increase in fatigue life of steel irradiated by electron beams may be caused by formation of a needle shape profile of the boundary separation leading to dispersion of stress concentrators and providing more homogeneous plastic flow in substrate.

The work was supported by the Ministry of education and science of Russian Federation, project No. 14.B37.11.0071).

ДЕФОРМАЦИОННАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ

Иванов А.М., Петрова Н.Д.

ФГБУН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН», Якутск, Россия
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Неоднородный по структуре и свойствам материал в процессе упрочнения можно получить реализацией более интенсивной пластической деформации в локальной зоне.

В работе рассматривается вопрос создания градиентного по структуре и свойствам материала обеспечением разной интенсивности пластического деформирования при обработке заготовки с переменным по высоте поперечным сечением на её части на основе запатентованного способа деформационной обработки материалов [1], исследуется микроструктура и микротвердость в различных зонах заготовки с выточкой после равноканального углового прессования (РКУП).

Выполнено РКУ-прессование цилиндрических заготовок ∅20×100 мм из стали ВСт3сп с выточками в средней части в 2 прохода по маршруту *С* при температуре 823 К. Сталь ВСт3сп имеет ферритно-перлитную структуру, средний размер зерен в состоянии поставки ≈17 мкм, микротвердость в состоянии поставки равна 1369 МПа.

На первом этапе прессования заготовки происходит её осадка в вертикальном канале матрицы, при этом вначале осаждается материал в области выточки. На последующем этапе реализуется простой сдвиг, и материал выпрессовывается в горизонтальный канал. После РКУП происходит измельчение зерен в стали ВСт3сп: в основной части заготовки после 2-х циклов РКУП сформировалась структура со средним размером зерна 8,1 мкм, а в зоне выточки образовалась мелкозеренная структура со средним размером зерен 4,5-4,1 мкм. Измельчение зерен приводит к повышению микротвердости: в основной части заготовки до 2334,8 МПа, а в зоне выточки, где реализуется более интенсивная пластическая деформация, – до 2557,2 МПа.

Неоднородная по объему заготовки микроструктура обеспечивается за счет неравномерного распределения напряжений и деформаций в заготовке с переменным сечением в процессе деформационной обработки. В результате РКУП происходит рост микротвердости в 1,7 раза в основной зоне и в 1,87 раз в зоне выточки.

Такое изменение структуры и микротвердости в стали ВСт3сп является результатом разной интенсивности пластического деформирования в различных зонах заготовки: в основной части заготовки, в которой диаметр заготовки равен диаметру канала прессования, и в суженной части заготовки, диаметр которой в 1,5 раза меньше, чем диаметр основной часть заготовки.

Работа выполнена по гранту РФФИ 12-01-98509.

[1] Иванов А.М., Валиев Р.З., Рааб Г.И. Патент РФ на изобретение №2386511 «Способ деформационной обработки материалов». Опубл. 20.04.2010.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ОБОЛОЧЕК ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Какулия Ю.Б.[1], **Шарыгин А.М.**[2]

[1]*Кубанский государственный Аграрный университет, филиал в г. Анапа, Россия, kakuliyay@mail.ru*
[2]*Ухтинский государственный Технический университет, Ухта, Россия*

Проведено численное моделирование напряженно-деформированного состояния цилиндрической оболочки из материала с памятью формы с переменной толщиной стенки. У оболочки с внутренним диаметром 100 мм на длине 340 мм толщина стенки уменьшалась от 10 мм на левом конце до 5 мм на правом. Исследовали особенности проявления эффекта памяти формы (ЭПФ), инициированного двумя способами: заданием деформации пластичностью прямого превращения и деформированием в изотермических условиях. В первом случае в аустенитном состоянии задавали внутреннее давление, охлаждали объект в интервале прямого превращения и разгружали в мартенситном состоянии при Т = 260 К. Во втором – осуществляли нагружение давлением той же величины и разгрузку в мартенситном состоянии. Различные проявления ЭПФ при последующем нагревании оболочки от 260 К иллюстрирует рис. 1.

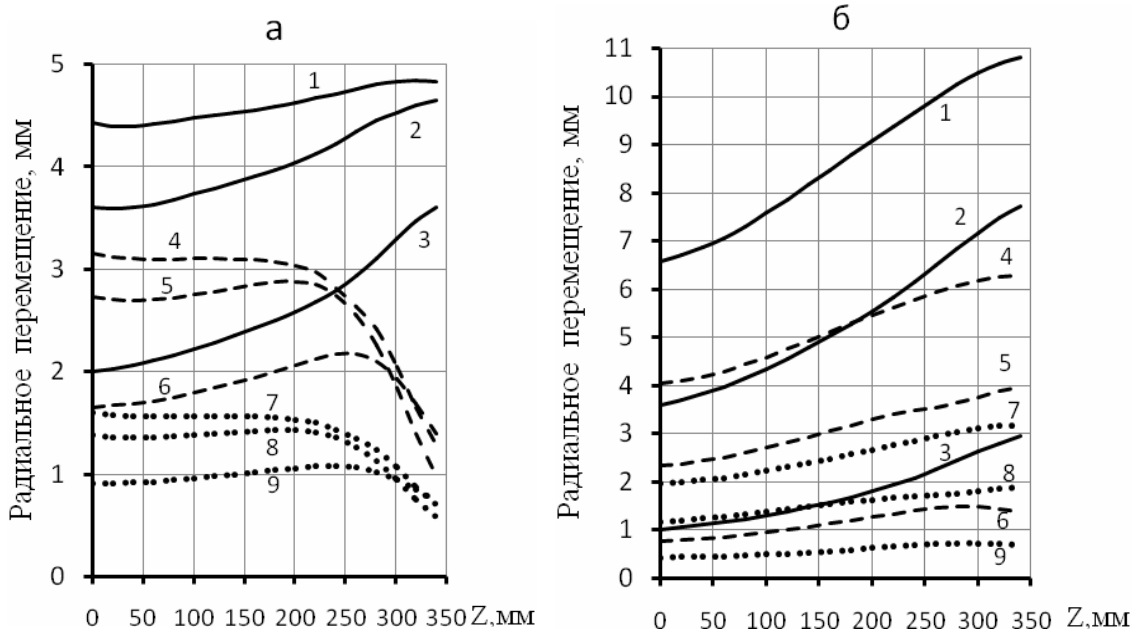


Рис. 1. Изменение распределения радиальных перемещений точек внутренней поверхности оболочки вдоль ее оси Z при нагревании от 260 К (кривые 1,2,3) до 350 К (кривые 4,5,6) и 450 К (кривые 7,8,9) для давлений 300 (1,4,7), 200 (2,5,8) и 100 МПА (3,6,9); а – задание деформации пластичностью превращения, б – изотермическим деформированием.

Показанные на рисунке кривые распределения радиальных перемещений точек внутренней поверхности оболочки вдоль ее оси определяют форму образующей этой поверхности на различных этапах нагревания. Сравнение кривых с одинаковыми номерами на рис. 1, а и рис. 1, б показывает, что как исходная форма образующей (кривые 1 – 3), так и характер ее изменения в процессе нагревания (кривые 4 – 9) существенно зависят от способа задания деформации.

О МЕХАНИЗМАХ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРОВОДНИКОВ

Каминский П.П., Хон Ю.А., Туч Е.В.

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

Внутреннее и внешнее электрическое поле могут оказывать существенное влияние на процессы пластической деформации. В первом случае проявляется электропластический эффект, когда при пропускании импульсов электрического тока по образцу происходит резкое снижение сопротивления металла деформированию и повышение пластичности. Электропластический эффект к настоящему времени довольно подробно изучено экспериментально [1-4]. Во втором случае постоянное электрическое поле на поверхности проводника создаётся стабилизированным источником тока (образец является электродом электростатической машины) [5,6]. Электрическое поле увеличивает скорость ползучести алюминия. При возрастании потенциала до 1 V скорость ползучести увеличивается до 70%. Свыше 1 В скорость ползучести остается такой же. Знак заряда на поверхности никакой роли не играет. Микротвердость в электрическом поле возрастает примерно на 10 % . Несмотря на длительную историю изучения влияния электрических полей на пластическую деформацию механизмы указанного влияния до сих пор остаются загадочными.

Нами предлагается новый подход к решению задачи. Пластическая деформация среды рассматривается как неравновесное структурное превращение, инициированное изменением граничных условий. В каждый момент времени действует та совокупность процессов, которые приводят к наибольшей скорости релаксации среды к новому состоянию равновесия. Переменными, характеризующими изменение внутренней структуры, являются параметры порядка, которые вводятся на основе метода [7]. Анализ нелинейных уравнений эволюции показал, что механизм электропластического эффекта – усиление слабого внешнего сигнала флуктуациями в нелинейной системе. Обсуждается микроскопический механизм влияния электрического тока. Влияние электрического потенциала на скорость ползучести проводника связано с наличием двойного слоя на поверхности проводника. Получены условия проявления эффектов.

[1] Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. –М.: Наука, 1985. – 160 с.
[2] Conrad H. Materials Science and Engineering **A287,** 276 (2000).
[3] Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целермайер В.Я. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов. – М.: Недра, 1996. – 280 с.
[4] Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицина И.Б., Прокошкин С.Д., Прокофьев Е.А. ФТВД №4, 48 (2006).
[5] Кишкин С.Т., Клыпин А.А. ДАН СССР **211**, 325 (1973).
[6] Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Филипьев Р.А., Громов В.Е. ФТТ **49**, 8, 1389 (2006).
[7] Jin Y.M., Khachaturyan A.G. Journ. of appl. phys. **100**, 013519 (2006).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО *авс*-ПРЕССОВАНИЯ

Кашин О.А., Гришков В.Н., Лотков А.И., Круковский К.В.

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

Исследование закономерностей формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в никелиде титана при интенсивной пластической деформации (ИПД) и влияния УМЗ структуры на его механические и функциональные свойства необходимо для разработки оптимальных технологических режимов ИПД. Одним из перспективных методов получения УМЗ структуры в сплавах на основе никелида титана является метод *авс*-прессования, позволяющий получать объемные заготовки с размерами, достаточными для изготовления различных изделий.

Настоящая работа посвящена изучению эволюции микроструктуры и физико-механических свойств сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ с увеличением степени накопленной деформации при изотермическом *авс*-прессовании при температуре 450°С.

Установлено, что при увеличении степени накопленной деформации до e=8.44 практически не изменяются температуры мартенситных превращений по сравнению с таковыми для исходного материала. По результатам исследования методом оптической металлографии с использованием дифференциального интерференционного контраста установлено, что средний размер зерен в образцах в состоянии поставки составил ~40 мкм. В то же время по данным методов дифракции обратнорассеянных электронов и просвечивающей электронной микроскопии средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры гораздо меньше – около 1,5 мкм. По-видимому, при металлографическом исследовании видны только материнские большеугловые границы, а при использовании методов ПЭМ и ДОЭ идентифицируются более мелкие структурные элементы, которые являются либо мартенситными пластинами или доменами, либо микрообъемами остаточной высокотемпературной фазы B2. Вплоть до деформации $e \approx 4$ наблюдаются области с крупными зернами и области с мелкими зернами, и только при более высоких степенях деформации зеренная структура становится более однородной. После деформации с e=8.44 большая часть объема образцов представлена микроструктурой в виде фрагментированных полос с поперечным размером от 0,1 до 1,5 мкм, которые являются мартенситными пластинами B19′ или двойниками. Около 20% объема образцов занимают области с относительно равноосными структурными элементами размером менее 0,8 мкм.

Испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что при всех степенях деформации предел прочности практически одинаков, что свидетельствует о слабом влиянии среднего размера структурных элементов на прочность материала.

Однако при максимальной степени накопленной деформации в результате *авс*-прессования e=8.44 при растяжении на стадии после площадки псевдотекучести наблюдается деформационное упрочнение с почти постоянным высоким коэффициентом упрочнения вплоть до предела прочности, за счет чего резко снижается удлинение до разрушения. Исследования характера разрушения не выявили принципиальных отличий для всех исследованных материалов. Предположено, что наблюдаемый эффект обусловлен выделением ультрадисперсных частиц второй фазы по границам зерен в процессе *авс*-прессования, препятствующих развитию дислокационной пластичности.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Столярчук А.С., Коробов А.В.

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

Циклическая ползучесть конструкционных поликристаллических материалов, возникающая при повторно-переменных режимах нагружения в широком спектре температур [1], может приводить к преждевременному исчерпанию резерва пластичности [2]. Как следствие – переход всей конструкции в аварийное состояние. Особенно опасно это для высоконагруженных систем (в частности, элементов нефтегазового комплекса, энергетического оборудования АЭС и пр.). Поэтому разработка математических моделей, прогнозирующих кинетику процесса циклической ползучести, является актуальной задачей. В настоящем исследовании проведено изучение процессов циклической ползучести для поликристаллов на мезоструктурном уровне [3].

Применение вейвлет-анализа к полученным результатам измерения текущих внутризеренных (локальных) деформаций показало наличие на неустановившейся стадии циклической ползучести деформационных структур периодического характера, зависимых от масштабного уровня. Появление таких структур свидетельствует о возникающих при циклических нагрузках взаимодействиях на изучаемом уровне, что не учитывалось в ранее разработанных феноменологических моделях [1, 4].

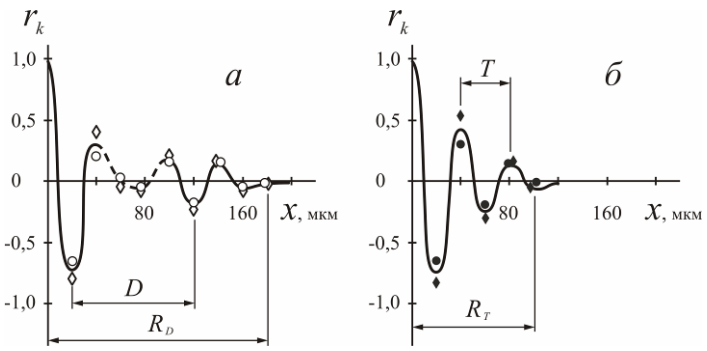


Рис. 1. Автокорреляционные функции для неустановившейся (а) и установившейся (б) стадий

Построение автокорреляционных функций локальных деформаций (рис. 1) раскрывает кинетику этого явления в течение циклического процесса, заключающуюся в уменьшении радиуса корреляции ($R_T < R_D$) при накоплении деформации, связанного, по-видимому, с уменьшением периода ($T < D$) автокорреляционных функции при переходе от неустановившейся к установившейся стадии циклической ползучести.

Таким образом, при моделировании циклической ползучести поликристаллов необходимо учитывать кинетику возникающих на мезоуровне взаимодействий элементов структуры поликристалла.

[1] Трощенко, В. Т. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / В. Т. Трощенко [и др.]. – Киев: Логос, 2000. – 571 с.
[2] Столярчук, А. С. Оценка реальной пластичности материала в процессе эксплуатации элементов нефтегазового комплекса / А. С. Столярчук, А. В. Коробов // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 2: межвуз. сб. науч. ст.; ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – № 10. – С. 109-112.
[3] Панин, В. Е. Основы физической мезомеханики структурно-неоднородных сред / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. Е. Егорушкин // Известия РАН. МТТ. – 2010. – № 4. – С. 8-29.
[4] Багмутов, В. П. Описание процесса циклической ползучести металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория. – 1997. – № 10. – С. 38-42.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 22Х15К, ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ.

Корзникова Г.Ф.[1], Сергеев С.Н.[1], Хадиуллин С.Х.[2], Корзников А.В.[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*
korznikova@anrb.ru
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,*
salavatko@yandex.ru

Эксплуатационные характеристики деталей изделий ответственного назначения можно повысить как за счет использования новых материалов, так и за счет применения заготовок из существующих конструкционных металлов и сплавов, полученных рациональными методами обработки металлов давлением при схемах формоизменения, обеспечивающих интенсивные макро и микро сдвиговые деформации и использовании специальных термомеханических режимов, способствующих формированию градиентного распределения микроструктуры по объему заготовки с размером зерна от ультрамелкого (1-10 мкм) и субмикронного (0,1-1 мкм) вплоть до наноразмера (50-100 нм). При этом известные по химическому составу материалы приобретают уникальные свойства, которые позволяют характеризовать их совершенно новые материалы. Известные сплавы системы Fe-Cr-Co представляют интерес для использования в качестве роторов сверхскоростных электрических машин как более прочные и технологичные, а также имеющие значительно меньшую стоимость, поскольку содержание дорогостоящего кобальта в стандартных сплавах невелико (от 15 до 25%), а в разрабатываемых новых сплавах может быть снижено до 5%. В настоящей работе проведены фундаментальные исследования по созданию новых магнитотвердых материалов с градиентными и уникальными физико-механическими свойствами методами обработки металлов давлением с интенсивными сдвиговыми деформациями с использованием схемы поперечно-винтовой прокатки объемных заготовок деталей ответственного назначения в условиях вязкопластического течения деформируемого материала при температурах выше начала динамической рекристаллизации со скоростями, подавляющими процессы собирательной рекристаллизации обработки при степенях деформации, обеспечивающих создание большого количества центров зарождения новых зерен и их градиентное распределение по размерам вплоть до нанозерна по отношению к наиболее нагруженным при эксплуатации зонам деталей и узлов, в которых структурно чувствительные свойства являются экстремальными.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С РАЗНОЙ НЕРАВНОВЕСНОСТЬЮ СТРУКТУРЫ

Круковский К.В., Кашин О.А.

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

Титан и его сплавы являются одними из перспективных металлических материалов для современной техники и медицины. Использование методов интенсивной пластической деформации для формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в титане и титановых сплавах позволило повысить их прочностные свойства, что открыло новые перспективы их применения. Однако низкое сопротивление изнашиванию значительно ограничивает сферу их использования. В литературе имеется сравнительно небольшое количество довольно противоречивых сведений о трении и изнашивании титана и его сплавов с УМЗ структурой.

В настоящей работе исследованы закономерности изнашивания технически чистого титана ВТ1-0, сплавов ПТ-3В и ВТ6 с крупнозернистой (КЗ) и УМЗ структурой, полученной по различным схемам термомеханических обработок с использованием метода *авс*-прессования с дополнительной прокаткой при разных температурах. Триботехнические испытания проводили по схеме «диск-палец» в условиях граничной смазки при скорости 3 м/с и нагрузке 25 Н. В качестве контртела использовали закаленную сталь ШХ 15.

Для нелегированного титана ВТ1-0 зависимость потери веса образцов от пути трения отличается от таковой для сплавов ПТ-3В и ВТ6, причем это наблюдается как для крупнозернистых, так и для УМЗ материалов. В случае титана ВТ1-0 наблюдаются стадии с высокой скоростью изнашивания, характерные для адгезионного или абразивного механизмов изнашивания, и стадии с установившейся низкой скоростью изнашивания, характерные для нормального изнашивания. Для сплавов ПТ-3В и ВТ6 эта зависимость практически линейная, что характерно для адгезионного механизма изнашивания. Отличаются и морфологические признаки изнашивания. Для титана ВТ1-0 наблюдается периодическое формирование на поверхности трения образцов износостойких вторичных структур, которые разрушаются без образования видимых частиц изнашивания. При трении сплавов ПТ-3В и ВТ6 образуется большое количество частиц изнашивания.

При формировании УМЗ структуры в исследованных материалах перечисленные выше особенности изнашивания сохранились. Однако при этом по-разному изменилась по сравнению с крупнозернистым материалом интенсивность изнашивания УМЗ материалов: в зависимости от технологических параметров формирования УМЗ структуры интенсивность изнашивания либо возрастала, либо уменьшалась.

Анализ результатов исследований не выявил явно выраженной взаимосвязи сопротивления изнашиванию исследованных материалов ни со средним размером зерен, ни с их механическими свойствами. В то же время для УМЗ материалов прослеживается четкая корреляция интенсивности изнашивания со степенью неравновесности структуры, которую оценивали по специально разработанной методике с использованием дифракции обратнорассеянных электронов: чем больше неравновесность структуры, тем выше интенсивность изнашивания материала.

Сделано предположение, что высоконеравновесная структура во всем объеме материала существенно повышает реакционную способность ювенильных поверхностей, образующихся в процессе трения, что увеличивает адгезионное взаимодействие образцов с контртелом и тем самым снижает сопротивление изнашиванию.

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-Ce ПРИ ВНЕДРЕНИИ КЛИНА В НАДРЕЗ

Минина Н.А., Ермишкин В.А., Севастьянов М.А.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия
minina@imet.ac.ru

При разработке новых сплавов возникает задача по выбору его химического состава и оптимального содержания легирующих элементов. Ее решение требует обширных экспериментальных исследований. При разработке сплава на основе системы Al-Ce-Cu возникла идея отливать слиток в кокиль для измельчения размеров зерен. В виду невозможности оценить механические характеристики прочности на стандартных образцах, потребовалось внести изменения в методику испытаний. Характеристики прочности измеряли по данным механических испытаний на сжатие цилиндрических образцов диаметром 8 мм и длиной 8 мм. Образцы деформировали со скоростью 0,5 мм/мин на универсальной испытательной машине типа «Инстрон-3382» без разрушения до максимального напряжения 359 МПа, которое соответствовало деформации сжатия 22,5%. Кривая деформирования аппроксимировалась формулой вида: $\sigma = \sigma_0 + K\sqrt{\varepsilon}$, где константа, имеющая смысл предела текучести, К - коэффициент параболического упрочнения. Для оценки характеристик разрушения на торце цилиндрического образца делался паз шириной 1 мм. и глубиной 2 мм. В этот паз внедрялся клин со скоростью 0,5 мм/мин, и при этом записывалась диаграмма нагружения. Образец плавно нагружался до нагрузки 147,14 кГ, при которой наблюдался мгновенный срыв нагрузки до 100 кГ. Срыв нагрузки был вызван зарождением микротрещины на дне паза глубиной 0,56 мм. Анализ результатов проведенного экспериментов в терминах механики разрушения дал оценку коэффициента интенсивности напряжения K_I, которая оказалась равной 17,63 МПам$^{1/2}$. Структура образцов и ее изменение в результате деформирования была изучена методом фотометрического анализа структурных изображений [1]. Установлено, что поврежденность сплава существенно возросла вблизи концентратора напряжений (паза). На нижнем торце образца повреждаемость увеличивалась более равномерно по сечению. Получена достаточно полная информацию о механическом поведении опытного сплава на минимальном количестве материала.

Рис.1. Образование микротрещины на дне паза при внедрении клина.

[1] Ермишкин В.А., Минина Н.А., Федотова Н.Л. Способ фотометрической диагностики фазовых превращений в твердых телах по данным анализа спектров яркости отражения света от их поверхности, Патент №2387978, 2010. Бюл. №12.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Миннибаев Б.И.

Елабужский институт Казанского (Приволжского) федерального университета, Елабуга, Республика Татарстан, Россия
MinnibaevBI@mail.ru

Под деформацией мы понимаем «изменение взаимного положения частиц тела, связанное с их перемещением относительно друг друга. Деформация представляет собой результат изменения межатомных расстояний и перегруппировки блоков атомов. Обычно деформация сопровождается изменением величин межатомных сил, мерой которого является упругое механическое напряжение» [1].

Все твердые тела в процессе деформации обладают пластическими свойствами, т.е. «наряду с упругими деформациями также имеют место пластические» [2]. Процесс деформации различных материалов неодинаковы. Например, в «керамике это соотношение в пользу упругой деформации, в полимерах – в пользу пластической» [2].

В основе пластических деформаций являются «необратимые перемещения атомов от исходных положений на расстояния, большие межатомных, изменение формы отдельных зерен металла, их расположения в пространстве» [3]. Иначе говоря, «при пластическом деформировании одновременно с изменением формы меняется ряд свойств, в частности при холодном деформировании повышается прочность, но снижается пластичность» [3].

Пластическая деформация может осуществляться двумя способами:

- трансляционное скольжение по плоскостям, когда «одни слои атомов кристалла скользят по другим слоям, причем они перемещаются на дискретную величину, равную целому числу межатомных расстояний» [4];
- двойникование это когда «поворот одной части кристалла в положение симметричное другой его части. Плоскостью симметрии является плоскость двойникования» [4].

Таким образом, «пластические деформации, это необратимые деформации, вызванные изменением напряжений и происходящие с течением определенного времени» [1].

[1] Деформация. [Электронный ресурс]. — Режим доступа. — URL: http://ru.wikipedia.org/wiki/%C4%E5%F4%EE%F0%EC%E0%F6%E8%FF (Дата обращения: 19.04.2013).
[2] Пластические деформации. [Электронный ресурс]. — Режим доступа. — URL: http://3ys.ru/materialovedenie/plasticheskie-deformatsii.html (Дата обращения: 19.04.2013).
[3] Диаграмма растяжения. Характеристики прочности и пластичности. [Электронный ресурс]. — Режим доступа. — URL: http://malishev.info/exams/matved/sem2/21/ (Дата обращения: 19.04.2013).
[4] Пластическая деформация металла. Природа пластической деформации. Механизм пластической деформации. Двойникование. [Электронный ресурс]. — Режим доступа. — URL: http://www.mtomd.info/archives/1148 (Дата обращения: 19.04.2013).

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОЕ РАЗРУШЕНИЕ ФУЛЛЕРИТОВ И ГРАФИТА

Никонова Р.М., Ладьянов В.И., Ларионова Н.С., Аксенова В.В., Мухгалин В.В.

Физико-технический институт Уральского отделения РАН, г.Ижевск, Россия
rozamuz@ya.ru

Механоактивация (МА) - один из распространенных методов синтеза высокопрочных конструкционных наноматериалов. В качестве упрочняющего элемента часто используют углерод. При этом данные о структурных изменениях самого углеродного материала (как самостоятельной фазы) при высоких деформациях, реализуемых при МА, весьма противоречивы.

В настоящей работе представлены результаты сравнительных исследований деформационной стабильности фуллерита $C_{60/70}$ (85% C_{60}, 14%C_{70}) и графита при их МА в шаровой планетарной мельнице АГО-2С. Кристаллическую структуру образцов исследовали методом рентгеноструктурного анализа (D8 Advance, CuK_α- излучение), молекулярную структуру фуллеренов методами УФ- и ИК-спектроскопии.

Показано, что высокие деформационные воздействия, реализуемые при МА фуллеритов $C_{60/70}$, приводят к их аморфизации. Время, необходимое для полного

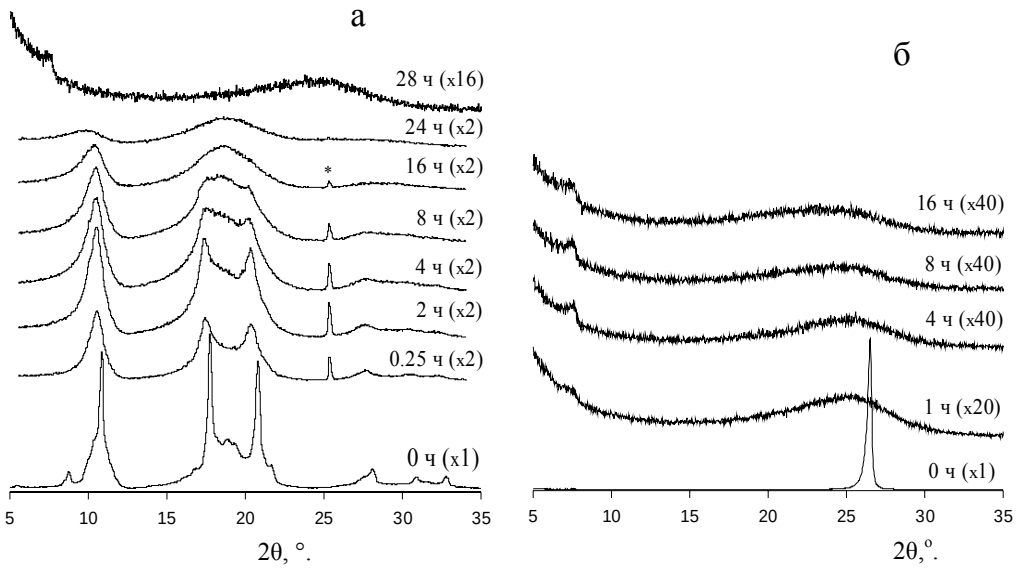


Рис.1. Влияние длительности МА на изменение кристаллической структуры фуллеритов $C_{60/70}$ (а) и графита (б) (* – материал кюветы). В скобках указана кратность увеличения интенсивности дифрактограмм по отношению к исходному образцу. Энергонапряженность мельницы J_m - 2.2 Вт/г.

разрушения фуллеренов, зависит от энергонапряженности мельницы J_m и составляет 3,5 и 28 часов при J_m= 4,3 Вт/г и 2,2 Вт/г соответственно. После этих времен МА аморфная фуллеритоподобная фаза переходит в аморфную графитоподобную (рис.1,а). Разрушение кристаллической структуры фуллеритов сопровождается разрушением молекул фуллеренов. Присутствие толуола, являющегося хорошим растворителем фуллеритов, при МА $C_{60/70}$ значительно ускоряет процесс деструкции фуллеренов.

Установлено, что деформационная стабильность графита существенно ниже фуллерита (рис.1,б). Наблюдаемые отличия деформационной нестабильности графита и фуллерита, вероятно, объясняются различиями в прочности связей между атомами углерода (С-С связями между слоями графитовых плоскостей и связями С-С и С=С внутри молекулы фуллерена).

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума УрО РАН (проект № 12-Т-2-1015).

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ЧЕРЕДОВАНИЕМ СЛОЕВ Ti-Al_3Ti-Al-Al_3Ti В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Пацелов А.М., Гладковский С.В., Лавриков Р.Д., Каманцев И.С.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
patselov@imp.uran.ru
ИМаш УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В композиционных материалах со слоистой структурой необходимого уровня механических свойств добиваются путем изменения соотношения толщин металлической и интерметаллидной составляющих. При реакционном спекании, любые оксиды, накапливающиеся на фронте интерметаллической реакции, образуют протяженную тонкую область по центру слоя формирующейся интерметаллической фазы триалюминида титана. Это может быть слабым звеном в микроструктуре слоистого композита. Самый простой способ повлиять на это - оставить часть непрореагировавшего алюминия. Часть результатов по влиянию остаточного алюминия при статическом и динамическом нагружении на механические свойства опубликована ранее в работах [1, 2]. Данная работа дополняет полученные ранее результаты и рассматривает поведение слоистых композитов с чередованием слоев Ti-Al_3Ti-Al-Al_3Ti при циклическом нагружении.

Для определения характеристик трещиностойкости проведены испытания на трехточечный изгиб с записью диаграммы «нагрузка-прогиб» образцов 4 типа (по ГОСТ 25.506-85) на серво-гидравлической машине Instron 8801. Усталостные трещины на образцах наносились при переменном трехточечном изгибе с коэффициентом асимметрии цикла R = 0.1 и частотой нагружения 100 Гц на высокочастотной резонансной машине MIKROTRON фирмы RUMUL. Разрушению образцов предшествовала значительная пластическая деформация. Условие плоской деформации по критерию Брауна-Сроули не выполнялось, т.е. получить значения K_{1c} на данной толщине образцов не удалось, но реально были получены значения критерия трещиностойкости в условиях плоского напряженного состояния K_{C*}.

Поскольку фронт продвижения трещины контролировался визуально, с фиксацией длины трещины на инструментальном микроскопе, по полученным данным были построены диаграммы живучести, одна из которых приведена на рисунке ниже.

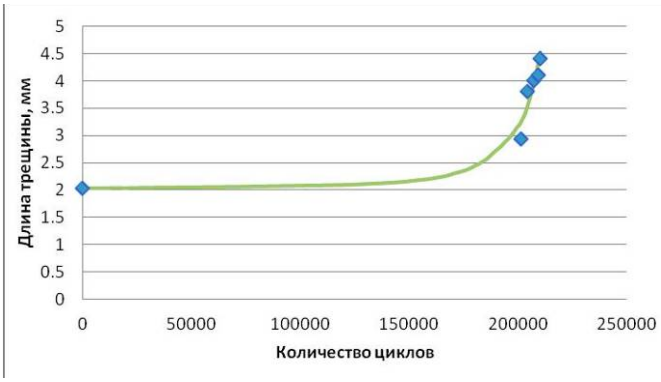


Рисунок. Зависимость длины трещины от числа циклов нагружения (кривая живучести) для образца №3

Также, для характеристики трещиностойкости в условиях циклического нагружения были построены кинетические диаграммы усталостного разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №12-У-2-1011. Структурные исследования выполнены в Центре электронной микроскопии ИФМ УрО РАН. Измерения трещиностойкости проведены в центре коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН.

[1] Пацелов А.М., Рыбин В.В., Гринберг Б.А., и др. Деформ. и разруш. матер. №6. 2010.
[2] Patselov A., Greenberg B., Gladkovskii S., Lavrikov R., Borodin E., AASRI Procedia, V.3. 2012.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ И РЕЖИМА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СОВЕРШЕНСТВО КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ Ni–4.8 ат.% W/Ni–11 ат.% Cr/Ni–4.8 ат.% W

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

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

В настоящее время активно ведутся разработки сплавов на основе никеля, тонкие протяженные текстурованные ленты из которых могут быть использованы в качестве подложек для последующего нанесения слоев высокотемпературных сверхпроводников (ленточные ВТСП второго поколения). Сплав Ni–5 ат.% W является сегодня основным из используемых сплавов в этой технологии. Это связано с высокими механическими свойствами, низкой окисляемостью и белее низкими, чем у чистого никеля, ферромагнитными свойствами. Желание улучшить магнитные характеристики Ni–W подложек за счет увеличения содержания вольфрама в сплаве до 7.5 ат.% приводит к деградации кубической текстуры рекристаллизации сплава. Поэтому предпринимаются попытки получить многослойную композитную ленту, где в качестве наружного функционального слоя используется сплав Ni–5% W, а уменьшение намагниченности достигается за счет внутреннего слоя из немагнитного никелевого сплава.

В настоящей работе исследованы процессы текстурообразования после глубокой прокатки со степенями 98.4-99.5% и рекристаллизационного отжига при температурах 1000-1150°C, 1 ч в трехслойной композитной ленте Ni–4.8%W/Ni–11%Cr/ Ni–4.8%W.

При выплавке сплавов использован электролитический никель чистотой 99.99%, легирующие элементы (W и Cr) имели чистоту не менее 99.94%. Из сплава Ni–4.8%W была откована цилиндрическая поковка, а из сплава Ni–11%Cr пруток диаметром 14 мм. В заготовке из сплава Ni–4.8% W было сделано сквозное осевое отверстие, в которое в дальнейшем методом легкопрессовой посадки вмонтирован стержень из сплава Ni–11%Cr. Заготовка была отожжена в вакууме, за счет чего производилась контактная сварка центрального стержня и наружной цилиндрической оболочки. Далее заготовка была прокована при 1000-800°C до толщины 24 мм, а после прокатана при этой же температуре до толщины трехслойной пластины 13.4 мм.

Холодную деформацию трехслойной плавстины осуществляли до толщины 230 мкм (98.4%), 150 мкм (98.8%), 100 мкм (99.3%) и 80 мкм (99.5). Рекристаллизационные отжиги для получения кубической текстуры проводили в вакуумной печи ($2\text{-}3\cdot10^{-5}$ мм. рт. ст.) при температуре 1000-1150°C, 1 ч.

Проведенный анализ степени остроты кубической текстуры и магнитных свойств показал, что полученная трехслойная композитная лента после холодной деформации прокаткой 98.4÷99.5% и рекристаллизационного отжига при температурах 1000-1150°C, 1 ч может быть использована в качестве подложек для последующего нанесения слоев высокотемпературного сверхпроводника. Максимальная степень совершенства кубической текстуры достигается в композитной ленте при самой высокой температуре рекристаллизационного отжига 1150°C, 1 ч. Композитная лента имеет меньшую (на ~15%) удельную намагниченность при рабочих температурах высокотемпературного сверхпроводника, чем широко используемая в настоящее время в промышленности лента из сплава Ni–5% W, что способствует достижению более высоких значений критического тока в сверхпроводящем слое.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Д16

Ширинкина И.Г.[1], Бродова И.Г.[1], Потапова А.А.[2], Столяров В.В.[2], Яблонских Т.И.[1], Астафьев В.В.[1]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбур
ibrodova@mail.ru
[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
vlstol@mail.ru

Образцы в форме полосы с размерами 2x5x150 мм^3 были прокатаны с током и без тока. Прокатка проводилась на двухвалковом стане, оборудованном генератором импульсного тока. Деформация осуществлялась при комнатной температуре со скоростью 5 см/с. Для подведения и съема тока использовали скользящий контакт (отрицательный полюс) до зоны деформации и один из валков (положительный полюс). После каждого шага прокатки образцы охлаждали в воде, чтобы избежать влияния возможного нагрева. Прокатка велась до разрушения образцов.

Металлографические исследования макроструктуры образцов до и после деформации были проведены с помощью оптических микроскопов МБС-9 и “Neophot-32”. Микротвердость H_μ измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н (погрешность не превышала 10%). Электронно-микроскопические исследования проводили на электронных микроскопах JEM-200CX (ПЭМ) и «Quanta-200» (СЭМ). Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с помощью дифрактометра ARL X’TRA (Швейцария).

Изучение трансформации структуры сплава Д16 под влиянием действия деформации и электрического тока проведено при четырех значениях плотности тока 0, 20, 50 и 200 А/мм^2 и степенях деформации e=1,3-1,7. Установлено, что ЭПП с высокой плотностью тока (j=200 А/мм^2) не приводит к полной рекристаллизации материала, и в основном сохраняется волокнистая деформированная структура с шириной полос 10-20 мкм. Резкое локальное повышение температуры может приводить к частичному оплавлению материала и появлению дефектов типа пор (пустот), которые обнаружены в полосе после ЭПП с j=200 А/мм^2.

Начиная с j=50 А/мм^2 за счет локального разогрева материала внутри полос появляются только небольшие участки с рекристаллизованной структурой (средний размер зерна – 10-20 мкм).

В сплаве Д16 наряду с Al твердым раствором находятся разные по размерам и природе интерметаллиды. Основными интерметаллидными фазами в сплаве Д16 являются интерметаллиды, содержащие Cu и Mg, Fe, Mn, имеющие двоякую природу. Это ликвационные фазы, которые частично выделяются вследствие неравновесной рекристаллизации, и упрочняющие фазы, возникающие при распаде пересыщенного Al твердого раствора. По данным рентгеновского фазового анализа в структуре всех образцов наблюдаются три фазы: Al_2CuMg, Al_7Cu_2Fe и Cu_3Mg_2Si, однако, изменение параметра решетки матрицы указывает на разную растворимость легирующих элементов в алюминиевой матрице, т.е. процесс деформирования сопровождается фазовыми превращениями. В частности, по данным ПЭМ при j=200 А/мм^2 в полосе наблюдается выделение очень мелких алюминидов округлой формы, размеры которых составляют десятки нанометров.

Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Работа выполнена по плановой теме “СТРУКТУРА” , при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-02-00101_а) и Программы Интеграционных проектов фундаментальных исследований УрО РАН № 12-И-2-2031.

ВЛИЯНИЕ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ В ОБРАЗОВАНИИ МИКРОПОР И РАЗВИТИИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ТИТАНЕ

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

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

Многоуровневый подход физической мезомеханики рассматривает деформируемое твердое тело как нелинейную иерархически организованную систему, в которой поверхностные слои и внутренние границы раздела являются самостоятельной функциональной подсистемой. В условиях знакопеременного изгиба при напряжениях ниже предела текучести материала основная пластическая деформация сосредоточена в поверхностных слоях и развивается в их сопряжении с упруго нагруженной подложкой. Пластические сдвиги в поверхностном слое развиваются в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений. Упруго нагруженный объем материала создает моментные напряжения на зоны пластических сдвигов поверхностного слоя. Возникающие при этом поворотные моды деформации и формирование в поверхностном слое зон сильной кривизны обусловливают зарождение и развитие усталостных трещин. Настоящая работа посвящена исследованию кинетики этого процесса как структурно-фазового распада материала при циклическом нагружении.

В качестве материала исследования использовали технический титан ВТ1-0 в исходном и наводороженном состояниях. Нагружение проводили при комнатной температуре знакопеременным изгибом, обеспечивающим преимущественную пластическую деформацию только поверхностных слоев образца. В процессе нагружения изучали трехмерную картину формирующейся поверхностной мезосубструктуры методом микроскопии высокого разрешения.

Получены следующие основные результаты. В титане при низкой температуре ($0{,}2T_{пл}$) выявлены механизмы пластической деформации, свойственные высокотемпературной деформации обычных металлов, как следствие весьма низкой сдвиговой устойчивости его кристаллической решетки и полиморфизма. Установлена низкая сдвиговая устойчивость и границ зерен титана, что проявилось в экструзии зерен уже при его отжиге и, особенно при знакопеременном изгибе. На более поздней стадии циклического нагружения установлено формирование сильно выраженного многоуровневого поверхностного гофра, модуляция профиля которого соизмерима с размером зерна. Причиной гофрирования является пластическая деформация поверхностного слоя при упругой деформации подложки. Выявлен механизм самоорганизации экструдированных зерен в деформационные конгломераты с формированием более крупных структурных элементов деформации, на границах которых в дальнейшем развиваются усталостные трещины.

На стадии предразрушения в приграничных зонах сильной кривизны выявлено формирование микропор, коагуляция которых приводит к зарождению и развитию усталостных трещин. Установлено, что в условиях низких температур деформации этот эффект развивается как структурно-фазовый распад не в границах зерен, а в приграничных зонах поворотного типа, где возникают сильная кривизна и растягивающие нормальные напряжения.

Подобные исследования выполнены на поликристаллах Ti-H_2, на которых также выявлены все рассмотренные механизмы, но выражены они в большей степени по сравнению с исходным титаном.

ВЛИЯНИЕ ОСИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ОБРАЗОВАННЫХ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ РЕАГИРУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ

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

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

Изучение процессов пластической деформации кристаллических тел связано с необходимостью иметь информацию о структурных изменениях в деформируемом материале. К числу важнейших фундаментальных процессов пластичности относятся взаимодействия дислокаций, поскольку дислокационные соединения являются наиболее прочными препятствиями для скольжения дислокаций.

В представленной работе исследовалось влияние оси деформации на взаимодействие дислокаций некомпланарных систем скольжения. Рассматривалось взаимодействие реагирующих дислокации некомпланарных систем скольжения - скользящей *QP* и леса *NM* - пересекающихся в точке *O*. Параметры, характеризующие положение точки *O* на каждой из реагирующих дислокаций, представляют собой отношения дислокационных сегментов: $\gamma_g = QO/QP$, $\gamma_f = NO/NM$ [1].

Расчеты проводились для фиксированных значений параметров дислокационных взаимодействий: плотность дислокаций $\rho = 10^{13}\,м^{-2}$, $G = 5.46 \cdot 10^4\,МПа$, модуль вектора Бюргерса – $b = 2.5 \cdot 10^{-10}\,м$, угол наклона скользящей дислокации к линии пересечения плоскостей скольжения реагирующих дислокаций $\alpha = 30°$, угол наклона дислокации леса $\varphi = 10°$. Параметр пересечения скользящей дислокации $\gamma_g = 0.3$, параметр пересечения дислокации леса $\gamma_f = 0.1 \div 0.9$.

Для каждой из рассмотренных осей деформации $[100]$, $[101]$, $[\bar{1}\,11]$ были получены средние значения напряжения разрушения τ_r^m дислокационного соединения по всем дислокационным реакциям, реализуемым для каждой оси.

Анализ полученных результатов показал, что наиболее прочные дислокационные соединения образуются для оси деформации $[101]$. Наиболее вероятным методом разрушения дислокационных соединений для осей деформаций $[100]$, $[101]$ является образование источника Франка-Рида [2] одним из сегментов реагирующих дислокаций (65% образованных соединений). Для оси деформации $[\bar{1}\,11]$ наиболее вероятно один из тройных узелов потеряет устойчивость, что приведет к образованию протяженного соединения, для разрушения которого потребуется высокое напряжение (61% образованных соединений).

[1] 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.

[2] Зголич М.В., Куринная Р.И., Старенченко В.А. Влияние приложенного напряжения на длину дислокационного соединения, образованного при взаимодействии реагирующих дислокаций в гцк кристаллах. // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. – Тамбов, 2013. – Т.18. – Вып.4. Часть 2. – С.1554–1555.

ОПТИМИЗАЦИЯ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПО ДАННЫМ ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И СТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА

Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Маркова Ю.М.

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

Многочисленные лабораторные, стендовые и натурные испытания железнодорожных рельсов, изготовленных из перлитной, термоулучшенной перлитной и бейнитной сталей, показали, что возможности применения низколегированных эвтектоидных сталей не исчерпаны. Основная проблема производства рельсов состоит в выборе и поддержании оптимального термодеформационного режима обработки металла, по окончании которой будет достигнуто необходимое структурно-механическое состояние.

Целью представленной работы являлось нахождение наилучших условий горячей пластической деформации стали эвтектоидного класса, пригодной для производства рельсовых путей железнодорожного транспорта.

Имитация операций контролируемой прокатки выполнена на образцах стали К76Ф. Одна часть образцов с помощью дилатометра «DIL 805» деформировались сжатием со скоростями 10^{-3} – 10 $с^{-1}$ в диапазоне температур от 800 до 1200 ^{o}C. Другая часть образцов подвергалась одноосному растяжению в испытательной машине «DIL 402».

При оценке структурно-механического деформированного состояния металла исходными данными являлись зависимости $\sigma(\varepsilon)$, с помощью которых вычислялся безразмерный критерий Прасада **η**. Результатом расчетов являлись карты, построенные в линиях постоянных уровней критерия **η** в координатных осях «температура T[^{o}C] ÷ логарифм скорости пластической деформации - lgέ» (Рис.1).

Согласно использованной методологии, критерии **η** могут использоваться для оптимизации процессов с горячей пластической деформацией. В диапазоне вариации величины **η** (0÷1) или (0÷100%) их наименьшие значения указывают на нестабильное состояние структуры, а наибольшие – на равновесное однородное состояние, которое может отвечать требуемым свойствам металла.

В работе проводились структурные исследования с использованием средств световой и электронной растровой микроскопии.

Обработка документированных изображений структур выполнялась методами цифровой металлографии и мультифрактального анализа.

Из мультифрактальных характеристик использованы значения размерностей структурных объектов и параметры скрытой упорядоченности δ. Устремление величины δ к нулю указывает на вероятность структурно-фазового превращения.

При сопоставлении карт распределения критериев **η** с данными обработки изображений структур, полученных при оптических увеличениях от х1000 до х10000, **установлено**, что наилучшее структурно-механическое состояние металла достигается в результате структурно-фазового превращения в объемах размером 3-6 мкм после горячей пластической деформации со скоростью έ~0,1 $с^{-1}$ при температуре T~1000 ^{o}C.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕМЕНТОВ КАБЕЛЯ ТЕХНИЧЕСКИХ ПРОВОДНИКОВ В ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ

Баранникова С.А.[1,2] , Шляхова Г.В.[1,3], Зуев Л.Б.[1,2], Колосов С.В.[1], Мальцев Ю.А.[2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
bsa@ispms.tsc.ru
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*
lbz@ ispms.tsc.ru
[3]*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск*
shgv@ispms.tsc.ru

Многожильный сверхпроводящий кабель на основе сплава Nb-Ti в продольном сечении представляет собой трехслойную композитную конструкцию, в которой между медными сердечником и внешней оболочкой располагается промежуточный слой из волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице [1, 2].

Для тонких исследований продольных сечений элементов кабеля использовали атомно-силовую микроскопию с применением контактного метода в режиме “постоянной силы“. В итоге сигнал рассогласования слабо отображал гладкие участки рельефа (волокна) и с высоким контрастом отображал заметные шероховатости (ниобиевый барьер). В ходе этих исследований вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, удалось наблюдать диффузионный Nb барьер, который проявляется высокоамплитудными максимумами, шириной до 260 нм, разделенных низкоамплитудными линиями рельефа для волокон Nb-Ti и медной матрицы. Исследования в промежуточном слое со стороны внутренней поверхности на границе с медным сердечником обнаружен специфический дефект в местах обрыва сверхпроводящих жил [3]. Обнаружены волокна с частичным отсутствием ниобиевого барьера в зоне локализации пластической деформации в местах разрыва волокон Nb-Ti, расположены в области, прилегающей к медному сердечнику.

Исследования, проведенные с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского дисперсионного микроанализа Oxford Instruments, показали, что волокна с частичным отсутствием ниобиевого барьера в зоне локализации пластической деформации в местах разрыва волокон Nb-Ti, расположены в области, прилегающей к медному сердечнику. Это указывает на неравномерность степени деформации сердечника и последующих слоев Nb-Ti волокон от границы «медный сердечник» - «промежуточный слой волокон Nb-Ti в медной матрице». Таким образом, одной из причин обрыва волокон в проводнике мог быть вариант сборки композитной заготовки для изготовления многоволоконного провода. Увеличение количества волокон в одном композитном проводе связано с уменьшением их размера и, как следствие, с увеличением количества пустот, что приводит к неравномерной деформации волокон.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований по проекту 11-08-00237-а.

[1] Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, Г.В. Шляхова, С.В. Колосов, Фундаментальные проблемы современного материаловедения, **9**, № 4: 417 (2012).
[2] Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова, Физика макролокализации пластического течения (Новосибирск: Наука: 2008).
[3] Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Металлы, № 2: 83 (2013).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ОТПУСКОУСТОЙЧИВЫХ НМС

Гребеньков С.К., Шацов А.А.

Пермский национальный исследовательский университет, Пермь, Россия
grebenkov@pstu.ru

Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС) обычно содержат менее 0.12 %C, 1-3 % Cr, 1-2 % Mn, 1 % Ni и сильные карбидообразующие элементы. Добавки V, Nb и/или Ti, обеспечивают рост отпускоустойчивости и проявление структурной наследственности. НМС, при равной со среднеуглеродистыми сталями прочности, обладают вдвое более высокими характеристиками надежности. Химический состав и механические свойства НМС с повышенным содержанием углерода представлены в табл. 1 и 2.

Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии, морфологию и особенности пакетно-реечного строения с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Для определения фазового состава применяли рентгеноструктурный анализ, фазовые переходы при нагреве и охлаждении - с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии, дилатометрических и магнитометрических методов. Механические свойства образцов, табл. 2 определяли при испытаниях на растяжение, ударный изгиб и вдавливание.

Таблица 1. Химический состав сталей

Обозначение стали	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	V, %	Cu, %	Al, %	N, %	H, ppm	Nb, %
15Х2Г2НМФБА	0.15	0.26	2.07	2.10	1.23	0.42	0.09	0.20	0.015	0.011	1.4	0.063
19Х2Г2НМФБА	0.19	0.21	2.02	2.16	1.22	0.41	0.09	0.17	0.019	0.011	1.5	0.056

Таблица 2. Механические свойства НМС

Обозначение стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	> Ψ, %	KCV, Дж/см^2	Твердость, НВ
15Х2Г2НМФБА	1092	1347	14,5	65,0	134	400
19Х2Г2НМФБА	1152	1442	17,7	61,0	100	420

Для оценки деформационного упрочнения материала выбрали уравнение Людвика-Холломона $\sigma_W = K_L e^n$, где n показатель и K_L коэффициент деформационного упрочнения, e – истинные деформации, σ_w- истинные напряжения, табл.3.

Таблица 3. Показатель и коэффициент упрочнения

Обозначение стали	Равномерная деформация		Сосредоточенная деформация	
	K_L	n	K_L	n
15Х2Г2НМФБА	1912	0.087	5176	0.394
19Х2Г2НМФБА	2045	0.089	5923	0.418

Установлено, что введение в НМС сильных карбидообразующих элементов не привело к значительному изменению показателя упрочнения на стадии равномерной деформации, на стадии сосредоточенной деформации n оставался на уровне НМС без добавок V и Nb. Низкая величина n на стадии равномерной деформации способствует повышенной релаксационной способности, а относительно высокие значения показателя упрочнения на стадии сосредоточенной деформации косвенно подтверждают повышенную вязкость разрушения отпускоустойчивых НМС.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЯ

Камышанченко Н.В., Печерина О.А., Гальцев А.В., Дурыхин М.И.

НИУ БелГУ, Белгород, Россия
kamysh@bsu.edu.ru

В представленном материале рассматривается кристаллическая решетка никеля, искаженная в результате закалки вакансиями, дислоцированными атомами и дислокациями.

В качестве материала исследования был выбран технически чистый никель (99,97%), который подвергался закалке от 1200°С в воду.

Испытание образцов никеля на одноосное растяжение проводилось для определения механических характеристик на установке «Instron 3369» при температуре -196^{o}С.

Закаленные образцы нагружались до величины $\sigma_н=(0,3 – 0,9)\sigma_{0,2}$ при -195^{o}С.с продолжительностью режима нагружения до выхода на установившуюся скорость релаксационного процесса. После снятия нагрузки образцы подвергались старению при 20°С в течение 24 часов.

На рис.1 представлены экспериментальные результаты воздействия механической нагрузки не превышающей предела текучести $\sigma_{0,2}$.

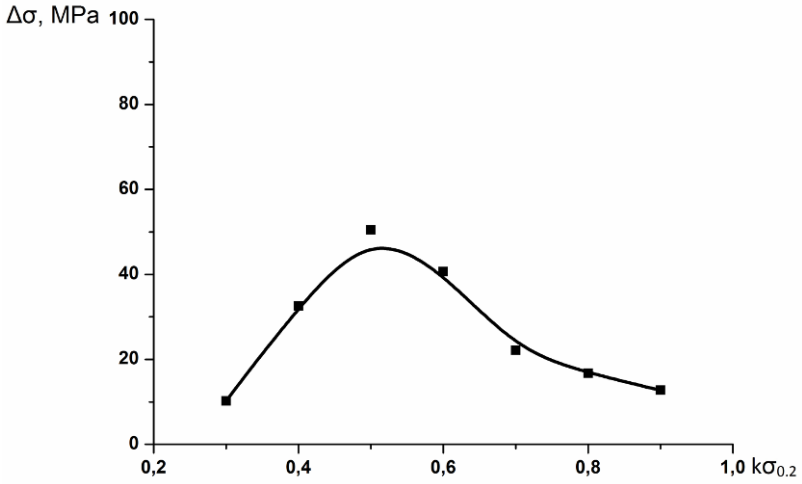


Рис.1. Зависимость изменения предела текучести никеля от величины нагружения в упругой области.

В эксперименте было получено, что старение под нагрузкой, не превышающего предела текучести, закаленного никеля способствует дополнительному приросту напряжения течения. Таким образом, нагружение закаленных образцов никеля в диапазоне нагрузок $\sigma_н=(0,3 – 0,9)\sigma_{0,2}$ с выдержкой до выхода на установившуюся стадию релаксации напряжения способствует дополнительному приросту напряжения течения.

Основным механизмом при этом является захват точечных дефектов и их вторичных объединений, образованных в процессе закалки, движущимися дислокациями способствует возникновению большого числа новых стопоров в сравнении с отожженными образцами.

Исследования проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования научным оборудованием НИУ БелГУ.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

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

[1]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*
Klevtsov11948@mail.ru
[2]*Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*
RZValiev@mail.rb.ru
[3]*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия*
inshtet@mail.ru

Целью настоящей работы является изучение закономерностей ударного разрушения в широком интервале температур материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой в субмикрокристаллическом состоянии, полученном путем РКУП.

В качестве материалов с ОЦК решеткой была использована сталь 10 (0,11 % С), в качестве материала с ГПУ решеткой – титан Grade 4, в качестве материала с ГЦК решеткой – алюминиевый сплав АК4-1 (2,46 % Cu; 1,48 % Mg; 0,89 % Fe; 0,92 % Ni; 0,22 % Si). Материалы исследовали в исходном состоянии и после РКУП или РКУП-конформ в субмикрокристаллическом состоянии. Средний размер зерна всех материалов после РКУП составлял $d_{ср}$= 300 нм. Исследование структуры материалов после РКУП проводили в просвечивающем электронном микроскопе JEOLJEM2100. Испытания образцов на ударную вязкость (KCV) проводили на копрах МК-30 и Time JB-W300. Охлаждение и нагрев образцов до нужных температур проводили в жидком азоте и в климатической камере INSTRON C3106366. Макростроение ударных изломов исследовали с помощью конфокального сканирующего микроскопа LextOLS4000; микростроение – в растровых электронных микроскопох JSM-6092 и SIGMA фирмы «ZEISS».

Проведенные исследования показали, что тип кристаллической решетки оказывает существенное влияние на закономерности ударного разрушения материалов в субмикрокристаллическом состоянии. РКУП, формируя субмикрокристаллическую структуру, сужает интервал вязко-хрупкого перехода в материале с ОЦК решеткой (Сталь 10) и температурный интервал интенсивного изменения ударной вязкости в материале с ГПУ решеткой (титан Grade 4) по сравнению с исходным состоянием. Порог хладноломкости стали 10 после РКУП при 200 ^{0}С практически не изменяется. Повышение температуры РКУП до 400 ^{0}С смещает интервал вязко-хрупкого перехода в область низких температур. В материале с ГЦК решеткой (сплав АК4-1) ударная вязкость после РКУП практически не изменяется в широком интервале температур (от -196 ^{0}С до 300 ^{0}С).

Доминирующим механизмом низкотемпературного ударного разрушения образцов из стали 10 в исходном состоянии является скол, а после РКУП – квазискол. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 после различных режимов РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа. Механизм разрушения титана Grade 4 в исходном состоянии при температуре -196 ^{0}С – скол с гребнями отрыва, а при температурах 20–350 ^{0}С – крупные, плоские, неглубокие ямки. После РКУП-конформ микрорельеф изломов титана Grade 4 состоит из мелких округлых ямок, чередующихся с вытянутыми ямками. Сплав АК4-1 в исходном состоянии и после РКУП + экструзии при всех исследуемых температурах разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментального исследования (грант № 11-08-00208_а).

ВЛИЯНИЕ ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ТЕМПЕРАТУРУ ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА

Корзников А.В.[1], Сергеев С.Н.[1], Сафаров И.М.[1], Галеев Р.М.[1], Гладковский С.В.[2]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
[2]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
korznikov@imsp.ru

Разработка новых месторождений нефти и газа в районах Крайнего Севера и Вечной мерзлоты предполагает эксплуатирование оборудования при больших эксплуатационных нагрузках, низких температурах и т.д. [1]. Соответственно, к материалам узлов и деталей этого оборудования предъявляются достаточно жесткие, все возрастающие требования по эксплуатационно-технологическим свойствам. Одним из материалов, наиболее соответствующих этим требованиям, являются низкоуглеродистые стали. Но при этом, в связи с низким содержанием углерода, существенным недостатком этих сталей является сложность получения высокого уровня прочностных свойств с помощью традиционной термической обработки. Однако есть перспективный путь решения данной проблемы, который заключается в создании материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Это позволят существенно повысить прочностные свойства практически любых термически неупрочняемых промышленных сталей и сплавов. При том, что работ в области исследований сплавов с УМЗ структурой в последние годы было проведено очень много, до сих пор остается открытым вопрос о влиянии УМЗ структуры на значения ударной вязкости и температуру хрупко-вязкого перехода. Исходя из этого, целью данной работы явилось исследование низкотемпературных свойств низкоуглеродистых сталей с УМЗ структурой, полученной интенсивной пластической деформацией прокаткой.

Электронно-микроскопические исследования показали, что сформированное в процессе теплой прокатки УМЗ состояние представляет собой структуру волокнистого типа со средним поперечным диаметром волокон около 0,5 мкм. Установлено, что в таком состоянии сталь сочетает высокую прочность и удовлетворительную пластичность.

В стали с УМЗ структурой средний размер фрагментов в перпендикулярном направлению прокатки сечению составлял 0,5 мкм. Полученная УМЗ структура термически стабильна вплоть до 500 °С.

Показано, что в УМЗ состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей более чем в 2 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Установлено, что ударная вязкость стали в УМЗ структуре выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Температура вязко-хрупкого перехода смещается в сторону более низких температур после теплой деформации и последующего отжига при 550°С.

Установлено, что работа зарождения трещины в исходном состоянии при комнатной температуре выше, чем в состояниях после прокатки и последующего отжига. В диапазоне от -20 С до -40°С значение работы зарождения трещины в исходном состоянии резко снижалось до значений намного меньше, чем для прокатанного и отожженного состояний.

[1] Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Меркушкин Е.А., Ананьин А.Н., Березовская В.В.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия
evgenmerk89@mail.ru

Более пятидесяти лет известно, что растворяясь в железе или других системах на основе железа, азот придает им высокий, а иногда уникальный комплекс свойств. В высоколегированных коррозионностойких сталях азот нашел широкое применение, так как он позволяет улучшить коррозионные свойства, уменьшить содержание в них дефицитных легирующих элементов. Кроме того, он благоприятно влияет на механические свойства этих сталей.

В работе проведены испытания аустенитных сталей 06Х18АГ19М2 (1) и 07Х16АГ13М3 (2) на стойкость к питтинговой коррозии (ПК) по ГОСТ 9.912-89 на приборе Voltalab 10-PGZ100, а также на трёхточечный изгиб призматических образцов с V-образным надрезом по ГОСТ 9.901.1-89 с использованием машины Tinius Olsen H50KS.

Образцы были исследованы после комбинированных обработок: ГК – горячая ковка при 1220-1200 ºС, З – закалка от 1050, 1100, 1150 ºС (1 час) в воде, С – старение при 500, 800 ºС с охлаждением на воздухе, ХПД – холодная пластическая деформация прокаткой в калибры со степенями е = 0,2; 0,4 и 0,8, РКУП – равноканальное угловое прессование с углом пересечения каналов 120° в несколько проходов по маршруту Вс, в результате чего были получены степени деформации е = 2,4; 4,8 и 9,6, ФО – поверхностная фрикционная обработка методом трения скольжения полусферическим индентором из нанокристаллического кубического нитрида бора при нагрузке 147 Н со степенью деформации е = 5.

Полученные значения механических свойств показаны в таблице:

Сталь	Вид обработки	Скорость испытаний, мм/мин	Среда для испытаний: Воздух		NaCl, 3,5 %	
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
1	ГК+З(1150 ºС)	1,5	1960	970	-	-
		0,15	2040	1030	1740	960
	ГК+З+С (500°С, 2 ч)	1,5	2040	930	-	-
		0,15	2130	1030	1840	940
		0,05	1960	940	-	-
2	ГК+З(1150 ºС)	1,5	2220	1140	-	-
		0,15	-	-	2210	1130
	ГК+З+С (800°С, 10 ч)	1,5	1360	1280	-	-
		0,15	-	-	1380	1260
	ГК+З+ХПД (е=0,2)	1,5	2540	2250	-	-

Кроме того, показано, что: (1) обе исследованные стали не подвержены питтинговой коррозии в закаленном и холоднодеформированном, а также отпущенном после этих обработок при 500 °С состояниях; (2) РКУП стали 06Х18АГ19М2 тем значительнее снижает $E_{по}$, чем выше степень деформации, причем, при е =2,4 высокоазотистая сталь по-прежнему превосходит сталь 12Х18Н10Т по этому параметру; (3) ФО для обеих сталей также снижает потенциал $E_{по}$ до значений порядка – 0,30 В; (4) предложены оптимальные режимы обработки сталей для получения комплекса высоких свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 11-03-00065 а.

О ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ NiTi

Надежкин М.В.[1,2], Лунев А.Г.[1,2], Баранникова С.А.[1,3], Горбатенко В.В.[1], Шляхова Г.В.[1,4], Зуев Л.Б.[1,3], Мальцев Ю.А.[3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,*
Nadjozhkin@ispms.tsc.ru; bsa@ispms.tsc.ru; gvv@ispms.tsc.ru; shgv@ispms.tsc.ru
[2]*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*
agl@ispms.tsc.ru
[3]*Томский государственный университет, г. Томск, Россия*
lbz@ispms.tsc.ru
[4]*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, Россия*

Макроскопическую локализацию деформации методом двухэкспозиционной спекл-фотографии удалось наблюдать при одноосном растяжении гетерофазных монокристаллических плоских образцов с размерами рабочей части 50×5×2 мм, ориентированных вдоль направления [113], никелида титана (49 ат.% Ti - 51 ат.% Ni) с дисперсными частицами Ti_3Ni_4. Монокристаллы выращивали методом Бриджмена в среде инертного газа. После роста кристаллы гомогенизировали при 1173 К в течение 20 ч в аргоне. Старение монокристаллов $Ti-Ni$ проводилось при 823 К в течение 1,5 ч в свободном состоянии в среде гелия с быстрым нагревом и закалку в воду комнатной температуры. Развитие мартенситных переходов [1] в гетерофазных сплавах $Ti-Ni$ [2] с дисперсными частицами Ti_3Ni_4 обладает рядом особенностей [3] по сравнению с однофазными сплавами [2]. Мартенситное превращение (МП) развивается в матрице между дисперсными частицами, которая испытывает однородный сдвиг [3]. Частицы не испытывают МП, не деформируются пластически и, для сохранения совместности мартенситной деформации матрицы и упругой деформации частиц B19′- мартенсит должен деформироваться пластически за счет составного двойникования $\langle 100\rangle\{001\}$ [3].

Анализ распределений компонент тензора пластической дисторсии показал, что деформация $Ti-Ni$ сразу после зуба текучести локализуется в трех уединенных зонах локализации деформации на площадке текучести. Необходимо отметить, что наиболее точно местоположение этих зон локализации определяется по картинам распределений локальных удлинений ε_{xx}, локальных поворотов ω_z, а также абсолютных удлинений u по координатам. В образце эти пики и ступеньки расположены закономерным образом так, что образуют фронты деформации. При этом материал за фронтом находится в деформированном состоянии (B19'), а материал перед фронтом - в исходном, недеформированном (B2). По мере деформирования зоны локализации перемещаются вдоль образца с разными скоростями. Зоны локализации имеют сложную тонкую структуру в виде распределений различных компонент тензора дисторсии. Проведено сравнение картин локализации деформации гетерофазных и однофазных монокристаллов $Ti-Ni$.

[1] Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. - М.: Наука, 1991. - 279 с.
[2] Зуев Л.Б., Карташова Н.В., Данилов В.И., Полетика Т.М. Закономерности локализации деформации в материале с пластичностью превращения (монокристаллы TiNi) // ЖТФ. - 1996. - Т. 66, № 11. - С. 190-196.
[3] Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Овсянников А.В., Сехитоглу Х., Караман И., Майер Г. Влияние дисперсных частиц Ti_3Ni_4 на мартенситные превращения в монокристаллах никелида титана // ФММ. – 2008.- Т. 106. - № 6. – С. 597-609.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Сафаров И.М.[1], Сергеев С.Н.[1], Корзников А.В.[1], Гладковский С.В.[2]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
[2]Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
ilfat@anrb.ru

В современных магистральных трубопроводах в северном исполнении используются трубы, отвечающие требованиям категории прочности не ниже чем К60 (Х70) и К65 (Х80). Большинство сталей, традиционно используемых для производства труб, в их обычном состоянии не удовлетворяет этим критериям, в связи с чем возникает необходимость создания новых материалов с более высокими свойствами. Одним из перспективных путей решения этой проблемы является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сталях, позволяющее существенно повысить их прочностные свойства. Данное направление интенсивно развивается уже несколько десятилетий, однако вопрос о влиянии ультрамелкозернистой структуры на ударную вязкость до сих пор остается мало изученным и требует проведения детальных исследований, что и послужило темой данного доклад.

В работе исследовали влияние интенсивной теплой деформации на процесс формирования УМЗ структуры в низкоуглеродистой стали 12ГБА при различных схемах деформации.

Было показано, что применение разных схем деформации от теплой прокатки до изотермической ковки позволяет формировать в малолегированной низкоуглеродистой стали УМЗ структуру различного типа: от волокнистой до равноосной. В полученных УМЗ состояниях в стали с равноосной зеренной структурой средний размер зерен составлял 0,3 мкм, а в стали с волокнистой структурой средний поперечный диаметр вытянутых зерен составил около 0,5 мкм.

Исследовано влияние полученных УМЗ структур различного типа на прочностные свойства и температуру хрупко-вязкого перехода в низкоуглеродистой стали 12ГБА.

Установлено, что в УМЗ состояния низкоуглеродистой стали проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 810-960 МПа, что превышает свойства крупнозернистого исходного состояния этих сталей более чем в 2 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. В состоянии после ковки средний размер зерна меньше, чем после прокатки, вследствие чего прочность этого состояния выше на 100 МПа. Но прокатанное состояние при этом отличается более высоким значением относительного удлинения до разрыва δ=18%.

Показано, что ударная вязкость стали с различным типом УМЗ структур выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Температура вязко-хрупкого перехода смещается в сторону более низких температур после теплой деформации и последующего отжига при 550°С.

Установлено, что работа зарождения трещины в исходном состоянии при комнатной температуре выше, чем в состояниях после прокатки, ковки и дополнительного отжига. В диапазоне от -20 С до -40°С значение работы зарождения трещины в исходном состоянии резко снижалось до значений намного меньше, чем для прокатанного и отожженного состояний. В состоянии после ковки значение работа зарождения трещины остается ниже во всем исследуемом интервале температур

Работа распространения трещины во всем температурном интервале испытаний в исходном состоянии значительно меньше, чем в прокатанном состоянии, и имеет наибольшие значения в состоянии после прокатки и дополнительного отжига.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТЫЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ УДАРЕ ЧАСТИЦЕЙ

Толкачев В.Ф., Коняев А.А., Платова Т.М.

НИИ ПММ ТГУ, Томск, Россия
tolk@niipmm.tsu.ru

В работе представлены результаты экспериментально-расчетных исследований особенностей механизма разрушения материала при отрыве откольного слоя с тыльной поверхности плоскопараллельной пластины при высокоскоростном взаимодействии с частицей.

Эксперименты выполнялись на баллистическом стенде. При регистрации динамики высокоскоростного взаимодействия, деформирования и разрушения пластин, геометрических и кинематических параметров осколков за пластиной использовались высокоскоростная и рентгеноимпульсная съемка с компьютерной обработкой данных.

Исследован процесс кратерообразования, развития тыльной выпуклости и отрывного (откольного) разрушения в стальных пластинах различной толщиной при высокоскоростном взаимодействия с компактными ударниками [1]. Можно отметить тот факт, что непосредственно под внедряющимся ударником отсутствуют заметные микроповреждения, а магистральные трещины развиваются на периферии и распространяются параллельно тыльной поверхности пластины. Такой характер разрушения вызван тем, что первоначально развивающиеся трещины на оси симметрии тормозятся вследствие сжимающих напряжений при поджатии материала пластины в зоне контакта, что приводит к схлопыванию уже образовавшихся трещин. Проведен анализ фото шлифа (увеличение 150 крат) перечного сечения откольного разрушения стальной пластины толщиной 24 мм при ударе стальной частицей сферической формы массой 5,47 г со скоростью 2,76 км/с в нормаль. Установлено, что отделение откольного слоя от пластины представляет комбинацию отрывного разрушения, формирующего магистральную трещину, и сдвигового разрушения, которое совершает резкий поворот относительно магистральной трещины. Визуальный осмотр (микроскоп ММР-4) шлифа размером 1-2 мм области соединения магистральной трещины и сдвиговой не обнаружил заметного увеличения концентрации пор и других микроповреждений по сравнению с исходным состоянием микроструктуры образца.

Для численного моделирования развития разрушений в пластине при высокоскоростном ударе использовалась система уравнений, описывающая нестационарные пространственные адиабатические движения сплошной среды, которая состоит из уравнений неразрывности, движения, энергии, изменения удельного объема [2]. Проанализированы результаты расчетов развития магистральной откольной трещины и установлено, что ее смещение прекращается, когда напряжения достигают значения откольной прочности.

Таким образом, рост магистральной трещины отрыва прекращается там, где заканчивается образование микроповреждений и микропор. Отсюда следует, что координата остановки магистральной трещины отрыва определяет диаметр и толщину осесимметричной откольной области.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 13-08-00509).

[1] Толкачев В.Ф. // Изв. вузов. Физика. – 2008. – № 8/2. – С. 239-250.
[2] Горельский В.А., Толкачев В.Ф., Глазырин В.А. // Изв. вузов. Физика. – 2010. – № 12/2. – С. 90-94.

КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Завалишин В.А.[1], Филиппов Ю.И.[1], Сагарадзе В.В.[1], Печеркина Н.Л.[1], Катаева Н.В.[1], Мушникова С.Ю.[2], Костин С.К.[1], Калинин Г.Ю.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
zavali@imp.uran.ru
[2]ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

Стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) в аустенитных сталях с 0,3-0,5 масс. % азота весьма высока в закаленном состоянии, когда азот находится в твердом растворе. При этом величина предела текучести $\sigma_{0.2}$ аустенита может достигать ~500 МПа. Увеличение прочностных характеристик в этих сталях без заметного падения сопротивления КРН можно обеспечить с помощью высокотемпературной термомеханической обработки, холодной или теплой деформации. Упрочнение аустенитных сталей в результате старения с выделением фаз внедрения (например, карбидов или нитридов ванадия) неблагоприятно сказывается на сопротивлении стресс-коррозии, если эти фазы хотя бы частично выделяются по границам зерен.

В работе были определены структурные изменения и **с**опротивление коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) азотсодержащей аустенитной стали Х20Н6Г11М2АФБ после различных обработок, включающих термомеханическое воздействие, закалку от 1200°С, старение при 700°С в течение 2 и 10 часов. Показано, что старение при 700°С азотистой аустенитной стали 09Х20Н6Г11М2АФБ, содержащей 0,09 мас.% С, снижает прочность образцов с наведенной трещиной при консольном изгибе на воздухе и в 3,5 % водном растворе NaCl по сравнению с прочностью стали 04Х20Н6Г11М2АФБ с меньшим содержанием углерода (0,04 мас.%) после ВТМО или закалки от 1200°С. Наименьшее сопротивление КРН наблюдается в образцах стали 09Х20Н6Г11М2АФБ после 10-часового старения, которое сопровождается наиболее интенсивной акустической эмиссией и хрупким межзеренным разрушением, что объясняется высокой скоростью анодного растворения металла вблизи обедненных хромом границ зерен за счет образования непрерывных цепочек зернограничных хромсодержащих выделений карбидов и нитридов.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной поддержке РАН (проекты № 12-2-2-006 Арктика, № 12-П-2-1043, № 13-2-015-ПРО).

МЕДЛЕННЫЕ ДВИЖЕНИЯ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ

Зуев Л.Б.[1,2], Баранникова С.А.[1,2], Надежкин М.В.[1,3], Горбатенко В.В.[1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
lbz@ispms.tsc.ru; bsa@ispms.tsc.ru; Nadjozhkin@ispms.tsc.ru; gvv@ispms.tsc.ru
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

Необходимость исследований поведения горных пород при нагружении продиктована широким спектром теоретических и практических задач, возникающих при геомеханическом анализе состояния подработанного массива.. Развитый нами для анализа пластического течения метод спекл-фотографии выявил главные закономерности процессов макролокализации деформации твердых тел при нагружении и позволил развить автоволновую модель пластичности [1]. Ее проверка на широком круге металлов и сплавов

показала, что тип локализации определяется законом пластического течения (деформационной диаграммой материала). Гипотеза о возможности применения этой модели к деформационным процессам в горных породах обусловила интерес к исследованиям характера макронеоднородности деформации квазипластичных горных пород.

С этой целью в настоящей работе исследовали картины локализации деформации образцов горных пород (сильвинит, мрамор и песчаник) размером 25×12×10 мм. Одноосное сжатие образцов производилось на испытательной машине со скоростями перемещения подвижного захвата 0.1, 0.5, 1 и 10 мм/мин. Одновременно с записью диаграмм сжатия с использованием автоматизированного комплекса ALMEC-tv методом цифровых спекл-изображений последовательно регистрировались картины локализации деформации на рабочей грани исследуемых образцов. На кривых нагружения наблюдались участки резкого падения напряжений, соответствующие растрескиванию образцов. Деформирование завершается хрупким разрушением при общей деформации ε_{tot} = 1.5…3%. Пластическая деформация исследованных горных пород протекает макроскопически локализовано, то есть, в любой момент времени сосредоточена в нескольких зонах макроскопического масштаба, в то время как другие объемы при этом же приросте деформации практически не деформируются. Экспериментально установлен автоволновой характер процесса локализации деформации при сжатии горных пород. Это утверждение основано на экспериментально установленных характеристиках этих процессов, позволяющих отличить их от других, ранее изученных типов волн, также связанных с деформацией: скорость распространения волн локализации деформации лежит в пределах 10^{-5}…10^{-4} м/с; области неоднородности деформации имеют макроскопический масштаб, составляющий 3…5 мм и соизмеримый с размерами образцов, используемых для механических испытаний. Успех этого подхода иллюстрируется наблюдением в наших экспериментах «медленных волн» деформации [2], природу которых удалось объяснить на основе представлений [1]. Поскольку скорости экспериментальных наблюдений «медленных движений» (~1…10 км/год) весьма близки к скоростям волн локализованной деформации (~10^{-5}…10^{-4} м/с), наблюдавшимся в песчанике, мраморе и сильвините, то можно утверждать, что впервые в лабораторных условиях при одноосном сжатии наблюдалось распространение автоволн локализованной деформации в образцах из горных пород со скоростями, близкими к наблюдаемым в горных пластах после землетрясений и горных ударов так называемым «медленным движениям».

[1] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
[2] Гольдин С.В. Дилатансия, переупаковка и землетрясения // Физика Земли. 2004. № 10. С. 37–54.

МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ КОРРЕЛЯЦИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ В СЛАБОУСТОЙЧИВОМ СОСТОЯНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ ГЦК МЕТАЛЛОВ

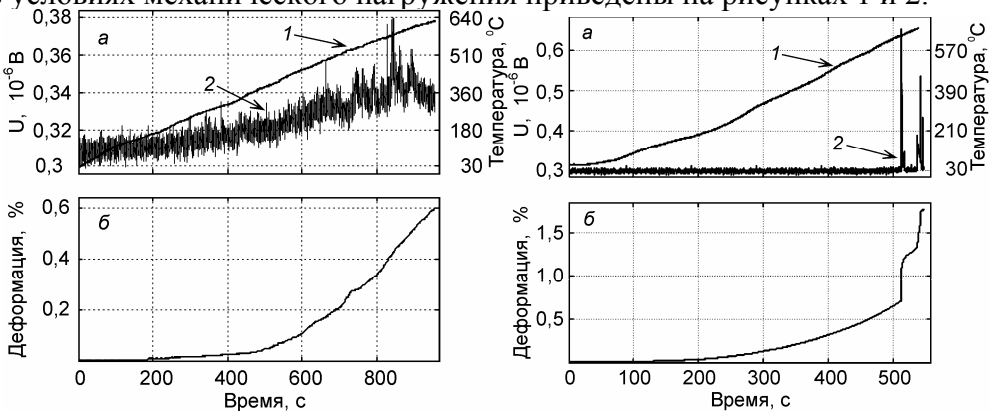
Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
Plotnikov@phys.asu.ru

Слабоустойчивое состояние металлических материалов обуславливается, как правило, особым состоянием атомной подсистемы сплавов, претерпевающих, например, мартенситные превращения. Традиционно такие состояния связывают с аномально низкими упругими модулями, что обусловлено смягчением фононных мод

вблизи мартенситного перехода, например B2→B19′ в никелиде титана [1]. Наличие мягких сдвиговых мод {110} <110> приводит к сдвиговой неустойчивости решетки B2 фазы и снижению напряжения мартенситного сдвига, например в Au-Cd [1,2]. При этом кооперативная перестройка кристаллической решетки не требует разрыва межатомных связей. Однако существует широкий круг явлений, для реализации которых необходим разрыв межатомных связей: процессы диффузии, трещинообразования, пластической деформации и другие. В этих процессах и явлениях особое состояние системы, именуемое слабоустойчивым, может быть связано с состоянием атомного ансамбля в поле механических напряжений и тепловых флуктуаций, совместное действие которых позволяет преодолеть потенциальный барьер процесса.

Экспериментальные данные по накоплению деформации при нагреве образцов до 640 ^{0}C в условиях механического нагружения приведены на рисунках 1 и 2.



В отожженном образце при напряжении 6,5 МПа (рис. 1) накопление деформации начинается уже от ~170 ^{0}C, причем ее величина монотонно возрастает до 0,35 % при нагреве до 640 ^{0}C. При напряжении 18,7 МПа (рис. 2) монотонное накопление сопровождается скачками. Из приведенных данных следует, что в ходе термических циклов при механических напряжениях (до половины предела текучести) наблюдается монотонное накопление деформации. Монотонный характер деформации коррелирует с монотонным характером акустической эмиссии. При напряжениях, превышающих половину предела текучести, монотонный характер деформации нарушается, появляются деформационные скачки, сопровождаемые единичными акустическими сигналами. При нагрузке вблизи предела текучести каждый цикл сопровождается аномально большими деформационными скачками (величиной до 0,5 %), которые коррелируют с высокоамплитудными акустическими сигналами, величина которых может достигать 1 мкВ. При нагрузках выше предела текучести циклы с монотонным и немонотонным накоплением деформации, соответственно, сопровождаемые монотонной и немонотонной акустической эмиссией, периодически повторяются.

СЕКЦИЯ 3

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ: НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ, АМОРФНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, КОМПОЗИТЫ, МАТЕРИАЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Пушин В.Г.

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

Открытие термоупругого мартенситного превращения (ТМП), связанных с ним эффектов памяти формы (ЭПФ) и сплавов никелида титана определили прорывное инновационное направление в области металловедения, техники, медицины. В настоящем докладе представлен обзор работ по созданию, исследованию и применению сплавов с памятью формы различного конструкционного и функционального назначения и технологий их получения. Рассмотрены классификация сплавов, природа и механизмы формирования предпереходных явлений и собственно ТМП, их особенности при изменении температуры, приложении давления, магнитного поля, деформации, влияние легирования, термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО), наноструктурных состояний на последующие структурные и фазовые превращения и ЭПФ.

Анализируются принципы и технологические подходы создания различных наноструктурных состояний в сплавах с ЭПФ. Обнаружено, что к эффективным способам их получения относятся методы мегапластической деформации (МПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с ТО и ТМО. Показано, что если у большинства наноматериалов высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10% относительного удлинения), то сплавы никелида титана проявляют 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.

Полезным в фундаментальном аспекте оказалось использование МПД кручением под высоким давлением (КВД). Установлено, что КВД, как и БЗР, может обеспечить предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации метастабильных сплавов на основе никелида титана. Впервые было показано, что при этом их аморфная матрица содержит в большом количестве нанообласти размером в несколько нанометров с сильно искаженной, но близкой к B2-решетке атомно-кристаллической структурой, которые становятся центрами последующей кристаллизации при низкотемпературном отпуске. Размерные характеристики формирующихся нано- и субмикрокристаллических структур легко контролируются выбором его температуры и длительности. Такие сплавы демонстрируют рекордные значения пределов прочности (до 3-4 ГПа), текучести (2-3 ГПа), реактивного напряжения (до 1,5-2 ГПа), обратимой деформации (до 9-15%) при пластичности 15-20%, сохраняя высокую термостабильность структуры и свойств при обеспечении температурных, деформационных и силовых параметров ЭПФ.

В ряде важных технически и социально значимых направлений применения в промышленности, спецтехнике и медицине сплавы никелида титана необходимы в виде прутков, полос, проволоки, ленты различных типоразмеров. Были разработаны сочетанные способы обработки, комбинирующие деформационно-термические воздействия, в том числе и формообразующие (например, холодную или теплую прокатку или волочение). В этом случае, деформация на большие накопленные степени переводит сплавы TiNi в сильно фрагментированное мартенситное или аустенитное состояние, соответственно. Аналогичные подходы были сформулированы и для технологии БЗР, приводящей либо к аморфному состоянию сплавов, либо к нанокристаллическому. В заключение кратко рассмотрены ключевые применения сплавов с ЭПФ.

Работа частично поддержана грантами РАН №12-П-2-1060 и №12-2-2-005.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoNiGa, СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ

Киреева И.В.[1], Чумляков Ю.И.[1], Кретинина И.В.[1], Понс Д.[2], Пикорнелл К.[2], Сезари Э.[2]

[1]Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета, Томск, Россия
kireeva@spti.tsu.ru
[2]Университет Балеарских Островов, Пальма де Майорка, Испания

На монокристаллах [123] сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) исследовано влияние размера, формы (сферической и неравноосной) и числа вариантов частиц γ'- фазы на развитие B2-$L1_0$ мартенситного превращения (МП) под нагрузкой, величину эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ), и температурный интервал СЭ при деформации сжатием. Наноразмерные частицы γ'- фазы сферической формы диаметром 3-5 нм и неравноосной длиной 10-25 нм и шириной 5-8 нм получали при низкотемпературном старении в течение времени 0.25 – 3 часа при T=623 К. Электронномикроскопическими исследованиями показано, что плоскость габитуса частиц γ'-фазы неравноосной формы параллельна плоскости (111) B2-фазы и в результате старение под сжимающими напряжениями 150 МПа в монокристаллах [123] с частицами неравноосной формы приводит к образованию одного варианта частиц, а в свободном состоянии – четырех. В кристаллах, содержащих частицы γ'-фазы сферической формы, отбора вариантов частиц не происходит и растет четыре варианта частиц γ'- фазы, как при старении в свободном состоянии.

Установлено, что выделение наноразмерных частиц γ'- фазы при T=623К, 0.25-3 часа в монокристаллах [123] сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ приводит к достижению высокопрочного состояния исходной B2-фазы. Высокий уровень прочностных свойств высокотемпературной фазы, достигаемый за счет выделения наноразмерных частиц γ'-фазы, определяет развитие СЭ в широком температурном интервале от T=295К до 623К, который более, чем в 2 раза превышает температурный интервал СЭ в закаленных кристаллах, величины термического ΔT и механического $\Delta\sigma$ гистерезисов, ЭПФ и СЭ. Физическая причина широкого температурного интервала СЭ и ее развитие при T>373К связано с подавлением локального пластического течения в высокотемпературной фазе при высоких температурах испытания за счет выделения наноразмерных частиц γ'- фазы. Определены оптимальные размеры частиц γ'- фазы сферической формы d=3 нм, при которых наблюдаются минимальный термический ΔT=25К и механический $\Delta\sigma$=30 МПа гистерезисы. Увеличение размера частиц d>3 нм и изменение их формы от сферической к неравноосной сопровождается увеличением ΔT и $\Delta\sigma$ в 4-8 раз. Установлено, что развитие B2-$L1_0$ МП под нагрузкой зависит от формы частиц и числа вариантов частиц (1 и 4) в случае неравноосных частиц. В случае частиц сферической формы и 1 варианта частиц неравноосной формы B2-$L1_0$ МП под нагрузкой развивается с коэффициентом деформационного упрочнения $\Theta=d\sigma/d\varepsilon$ близким к нулю, а в случае четырех вариантов частиц неравноосной формы с высоким Θ. Показано, что характер развития B2-$L1_0$ МП под нагрузкой определяется влиянием частиц γ'- фазы на тонкую структуру $L1_0$- мартенсита и механизм взаимодействия вариантов мартенсита в случае четырех вариантов частиц γ'- фазы. При выделении частиц γ'-фазы максимальные величины СЭ и ЭПФ равные 2% и 2.25 % оказываются меньше, чем в однофазных кристаллах 2.5% и 3.0%, соответственно, что связано с влиянием частиц на процессы раздвойникования $L1_0$- мартенсита.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-98036_р Сибирь.

ТЕРМОБИМЕТАЛЛЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ TiNi

Беляев С.П.[1], Рубаник В.В.[2,3], Реснина Н.Н.[1], Рубаник В.В.мл.[2,3], Ломакин И.В.[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
[2]Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь
[3]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
ivan.v.lomakin@gmail.com

В работе представлены результаты исследования свойств биметаллических соединений, одним из компонентов которых является сплав TiNi с эффектом памяти формы. Второй компонент в соединении играет роль упругого контртела. Деформация таких биметаллов обусловлена не разностью коэффициентов термического расширения, а проявлением эффектов памяти формы и пластичности превращения в температурных интервалах термоупругого мартенситного превращения. Исследованные биметаллические пластины изготавливали методом сварки взрывом, что обеспечивало хорошее соединение двух металлов. Целью работы являлось исследование влияния термообработки на фазовые переходы в слое TiNi, определение оптимальной геометрии соединения и изучение особенностей обратимого деформирования биметаллов при циклически повторяющихся теплосменах. Использовали биметаллы “сплав TiNi - сталь” и “сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ – сплав $Ti_{50}Ni_{50}$ ”. В первом из них в качестве упругого контртела использовали нержавеющую сталь Х18Н10Т, а во втором - сплав TiNi с избытком никеля, который проявляет хорошие псевдоупругие свойства и обеспечивает большую псевдоупругую деформацию.

Результаты исследования показали, что непосредственно после сварки взрывом мартенситные превращения в сплавах TiNi в значительной степени подавлены вследствие большой пластической деформации. Отжиг при температурах выше 450 ºС восстанавливает нормальную кинетику превращений. Обратимая деформация в композите “сплав TiNi - сталь” составляет 1% после предварительной деформации более 7%, а в композите “сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ – сплав $Ti_{50}Ni_{50}$” составляет 1 % после предварительной деформации свыше 9,5 % при оптимальном соотношении толщин слоёв, составляющих биметалл. Показано, что оптимальное соотношение толщин слоев зависит от механических свойств материалов, входящих в состав биметаллического композита. Так в композите “сплав TiNi - сталь” наибольшая обратимая деформация наблюдается в том случае, когда толщина слоя сплава TiNi составляет 65 % от общей толщины образца, а в композите “сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ – сплав $Ti_{50}Ni_{50}$” при отношении толщины эквиатомного слоя $Ti_{50}Ni_{50}$ к заникеленному слою $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ 55:45. Установлено, что термообработка влияет на последовательность мартенситных превращений в заникеленном слое, что оказывает влияние на максимальную величину обратимой деформации в биметаллическом композите. Обнаружено, что максимальная деформация наблюдается после отжига при температуре 450 ^{o}C.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi

Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Шеляков А.В.[2]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
[2]Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
resnat@mail.ru

Работа посвящена исследованию структуры и свойств аморфно-кристаллических композитов на основе сплавов с памятью формы, в которых кристаллические зерна, испытывающие мартенситные превращения, внедрены в аморфную матрицу. Аморфно-кристаллические композиты с различной долей кристаллической фазы были получены методом контролируемой кристаллизации аморфной тонкой ленты сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. В работе исследовали кристаллическую структуру (методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа), мартенситные превращения (методами дифференциальной сканирующей калориметрии, изменения электросопротивления, динамического механического анализа), механические свойства на растяжение и изгиб и эффекты памяти формы (псевдоупругость, эффект памяти формы, эффект обратимой памяти формы).

Полученные результаты показали, что в аморфно-кристаллических композитах сферические кристаллические зерна, размером от 50 до 600 нм, внедрены в аморфную матрицу. Распределение зерен по размерам подчиняется логнормальному распределению, а средний размер составляет 150 нм в образце с 30 % кристаллической фазы. Увеличение объемной доли кристаллической фазы повышает средний размер зерен до 200 нм. Установлено, что в кристаллических зернах при охлаждении и нагревании происходит превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19'. Этот переход характеризуется необычной кинетикой: узким температурным интервалом прямого перехода и широким интервалом обратного перехода. Кроме этого величина гистерезиса $A_к - M_н$ (разница между температурой окончания перехода при нагревании и температурой начала превращения при охлаждении) оказывается очень большой и превосходит 100°C для образцов с 30 – 40 % кристаллической фазы. Увеличение объемной доли кристаллической фазы уменьшает температурные интервалы переходов и гистерезис, однако даже в полностью кристаллическом сплаве температурный интервал обратного перехода шире интервала прямого превращения, а гистерезис составляет 58°C. При этом сплавы демонстрируют хорошие функциональные свойства.

Установлено, что аморфно-кристаллические сплавы проявляют эффект псевдоупругости в широком температурном диапазоне. Величина этого эффекта зависит от доли кристаллической фазы и в полностью кристаллическом образце составляет 10%. Показано, что величина эффекта памяти формы зависит от доли кристаллической фазы и тем больше, чем больше доля кристаллической фазы. Обнаружено, что такие композиты проявляют эффект обратимой памяти формы, величина которого немонотонно зависит от доли кристаллической фазы и максимальное значение эффекта достигается в образце с 50% кристаллической фазы.

ТЕРМИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ФУЛЛЕРИТОВ

Никонова Р.М., Ладьянов В.И., Мерзлякова М.А., Аксенова В.В., Мухгалин В.В.

Физико-технический институт Уральского отделения РАН, Ижевск, Россия,
rozamuz@ya.ru

Уникальные свойства фуллеренов привели к интенсивному исследованию фуллеренсодержащих материалов. При этом при разработке технологий их применения, в частности, наноуглеродного модифицирования металлических сплавов важно учитывать стабильность самих фуллеритов при термических воздействиях. Эти исследования имеют также фундаментальное значение для понимания различных твердо-жидко фазных физико-химических реакций.

В настоящей работе представлены результаты исследований структурных изменений в фуллеритах C_{60} (99,5%), C_{70} (>98%) и их смеси $C_{60/70}$ (14%C_{70}) в процессе термических воздействий. Отжиг образцов осуществляли в интервале температур от 500 до 1050^{o}C в течение 30 минут в различных условиях: в среде CO и в вакууме (в кварцевых ампулах, p~10^{-2}мм.рт.ст.). Кристаллическую структуру фуллеритов исследовали методом рентгеноструктурного анализа (D8 Advance, CuK_{α}- излучение), молекулярную структуру фуллеренов методами УФ- и ИК-спектроскопии.

Показано, что разрушение фуллеритов происходит в узком температурном интервале, критическая температура которого зависит от типа фуллеренов и среды нагрева (вакуум, Ar, CO). Установлено, что C_{70} более стабилен по сравнению с C_{60} и смеси $C_{60/70}$, критическая температура термического распада которых в среде CO составляет 950, 850 и 800 ^{o}C соответственно (рис.1).

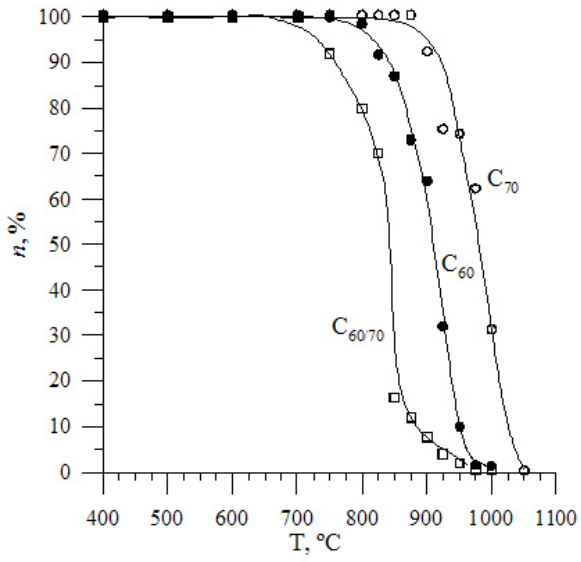


Рис.1. Изменение массовой доли фуллеренов после отжига при различных температурах в течение 30 мин. УФ-спектроскопия.

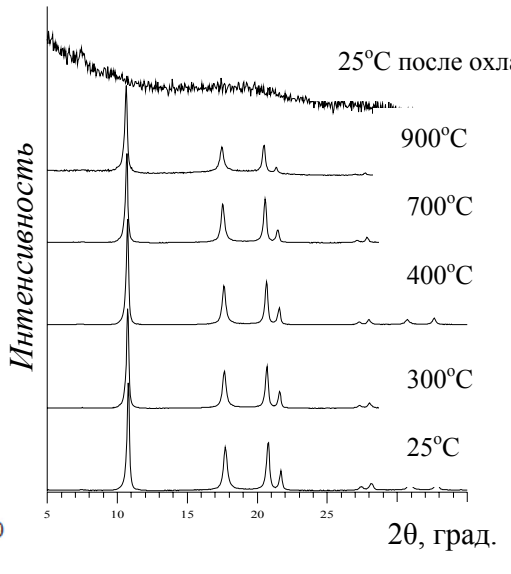


Рис.2. Дифрактограммы фуллерита C_{60} при различных температурах: Среда He.

Температура распада фуллеренов зависит от содержания примесей кислорода и растворителя, наличие которых приводит к понижению этой температуры. Исследования термического поведения фуллеритов C_{60} непосредственно в процессе нагрева в камере дифрактометра Bruker D8 Advance до 900 °C показали, что термическое разрушение фуллеритов является необратимым процессом (рис.2), может носить цепной характер и обусловлено деструкцией молекул фуллеренов.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума УрО РАН (проект № 12-Т-2-1015).

ОСОБЕННОСТИ ВИБРОЗАЩИТЫ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С РАЗЛИЧНЫМ ГИСТЕРЕЗИСОМ

Волков А.Е., Евард М.Е., Редькина К.В.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
evard@math.spbu.ru

Одним из способов решения проблемы защиты ответственных узлов и точной аппаратуры, размещенной на борту малых космических аппаратов, от вибрации является применения виброзащитных устройств с элементами из сплава с памятью формы (СПФ) [1]. Преимуществом таких элементов является, с одной стороны, их высокая демпфирующая способность и, с другой, возможность изменения жесткости путем изменения температуры. В настоящей работе при моделировании механического поведения виброзащитного устройства, подробно описанного в работе [1], рассматривались два типа модельных материалов: сплав с узким термомеханическим гистерезисом типа CuAlNi и сплав с широким гистерезисом типа TiNi. Выполняли моделирование работы устройства при гармоническом и импульсном внешних воздействиях. Для описания механических свойств СПФ был использован микроструктурный подход, описанный в [2].

Для гармонического внешнего воздействия получена зависимость частоты отсечки, выше которой полезная нагрузка находится в режиме изоляции, от температуры. Показано, что применение элементов из СПФ с узким гистерезисом позволяет добиться большего изменения частоты отсечки, а, следовательно, и лучшей возможности управления режимом колебаний посредством изменения температуры.

При импульсном воздействии при использовании сплава с узким механическим гистерезисом колебания происходят с заметно меньшей амплитудой и намного быстрее затухают во времени (рис. 1).

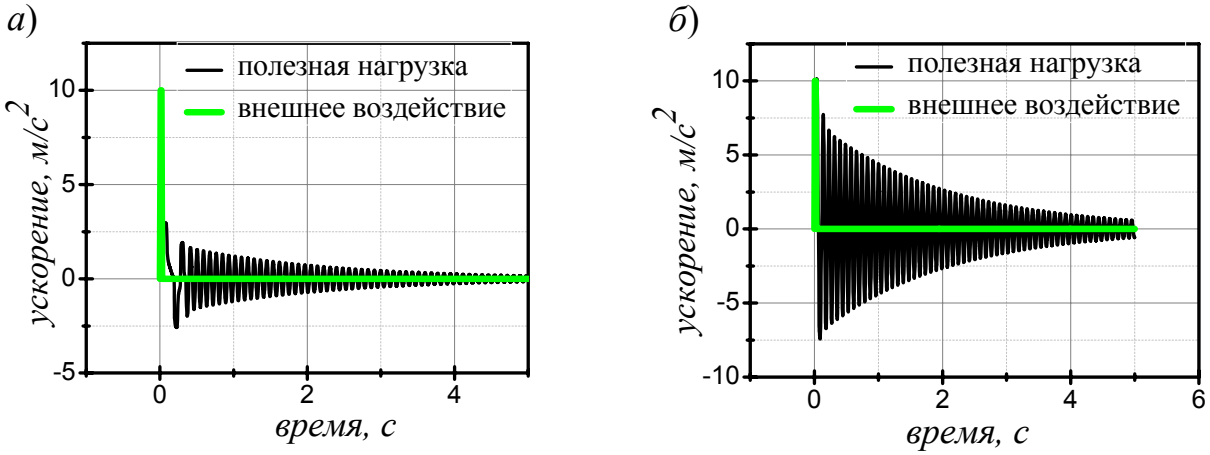


Рис. 1. Зависимость ускорения полезной нагрузки и вынуждающего ускорения от времени для сплава типа CuAlNi (***а***) и сплава типа TiNi (*б*) в аустенитном состоянии.

[1] Volkov, A.E., et al.,, “Simulation of Vibration Isolation by Shape Memory Alloy Springs Using a Microstructural Model of Shape Memory Alloy”, Materials Science Forum, Vols. 738-739 (2013), pp 150-154.

[2] Volkov A.E., Casciati F. Simulation of dislocation and transformation plasticity in shape memory alloy polycrystals // Shape memory alloys. Advances in modelling and applications / Ed. by F.Auricchio, L.Faravelli, G.Magonette and V.Torra. Barcelona, 2001. P. 88 – 104.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НОВЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Ni-Nb-Zr С ЦЕЛЬЮ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВОЗМОЖНОСТИ ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ

Попов Н.Н., Щедрина Е.В., Ларькин В.Ф., Сысоева Т.И., Аушев А.А., Пресняков Д.В.

Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, Саров, Россия
nnpopov25@mail.ru

В традиционной технологии термомеханического соединения (ТМС) трубопроводов используются сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Ni-Fe. Однако муфты, изготовленные из этих сплавов, необходимо деформировать, хранить и устанавливать при криогенных температурах. С целью устранения этого недостатка нами запатентован новый сплав системы Ti-Ni-Nb-Zr с широким температурным гистерезисом мартенситного превращения [1].

Для исследования термомеханических характеристик СПФ в широком диапазоне температур и скоростей деформаций и отработки технологии ТМС трубопроводов нами создана уникальная экспериментально-методическая база [2].

Выполнены исследования химического и фазового состава исследуемых сплавов, выявлена их микроструктура. Исследована кинетика мартенситных превращений. Рассчитаны параметры субструктуры и макронапряжения. Определены значения механических и термомеханических характеристик. Выявлено влияние различного исходного состояния сплавов, а также термообработки на указанные свойства.

Установлено, что прессованное исходное состояние сплавов (полученное прессованием литого сплава) системы Ti-Ni-Nb-Zr является предпочтительным по сравнению с литым исходным состоянием, поскольку приводит к существенному изменению структуры: уменьшению количества включений “паразитной” фазы Ti_2Ni и карбидов, устранению пористых дефектов, измельчению зерен и блоков, снижению уровня макронапряжений, улучшению комплекса механических и термомеханических свойств. Выявлено, что после вакуумного отжига сплава системы Ti-Ni-Nb-Zr средние значения наиболее важных термомеханических характеристик достигают более высоких значений по сравнению с закалкой и исходным прессованным состоянием.

[1] Попов Н.Н., Прокошкин С.Д., Абрамов В.Я., Макушев С.Ю. Сплав с эффектом памяти формы. Патент РФ № 2327753, МПК С 22 С 14/00, С 22 С 19/03. – 2008. – Бюлл. № 18.

[2] Попов Н. Н. Разработка прогрессивных технологий на основе материалов, обладающих эффектом памяти формы. Монография. – Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». – 2008. – 315 с.

ДВОЙНОЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ TiNi, NiFeGaCo, CoNiAl

Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Ветошкина Н.Г.

Сибирский физико-технический институт ТГУ, Томск, Россия
panchenko@mail.tsu.ru

На монокристаллах сплавов $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ и новых ферромагнитных сплавов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$, $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат.%) исследовано влияние старения под нагрузкой на закономерности развития термоупругих мартенситных превращений (МП) и функциональные свойства – эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ).

Экспериментально показано, что старение при 673 К в течение 0.5÷4 ч под растягивающей/сжимающей нагрузкой 100÷150 МПа вдоль направлений [111], [112], [122], [123] и [011] в монокристаллах TiNi, CoNiAl, NiFeGaCo приводит к уменьшению числа кристаллографических вариантов неравноосных дисперсных частиц (Ti_3Ni_4 в кристаллах TiNi, ε-Co с ГПУ структурой в кристаллах CoNiAl и частиц γ-фазы с ГЦК структурой в кристаллах NiFeGaCo). При ориентированном расположении частиц за счет суммирования локальных полей напряжений, возникающих из-за различия параметров кристаллических решеток частицы и матрицы, в кристалле появляются внутренние дальнодействующие поля напряжений, которые определяют особенности развития МП, ЭПФ и СЭ.

Независимо от типа МП (B2-R-B19′ в монокристаллах TiNi; B2-$L1_0$ в монокристаллах CoNiAl, $L2_1$-14M-($L1_0$) в кристаллах NiFeGaCo) и кристаллической структуры частиц размером 10÷40 нм в состаренных под нагрузкой монокристаллах по сравнению с состаренными в свободном состоянии наблюдаются следующие особенности проявления функциональных свойств.

Во-первых, ориентированный рост частиц способствует увеличению прочностных свойств высокотемпературной B2-фазы и расширению в 1.2÷1.5 раза температурного интервала СЭ.

Во-вторых, в состаренных под нагрузкой кристаллах развитие обратимых МП под протекает с меньшей величиной рассеяния энергии, и, соответственно, меньшей величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$ по сравнению с кристаллами, состаренными в свободном состоянии при условии, что при действии внутренних и внешних напряжений один и тот же вариант мартенсита имеет преимущественную ориентацию.

В-третьих, в монокристаллах новых ферромагнитных сплавов CoNiAl, NiFeGaCo впервые за счет старения под нагрузкой вдоль [123] и [011] направлений созданы условия для наблюдения двойного ЭПФ. Макимальная величина обратимой деформации при охлаждении/нагреве в свободном состоянии составляет: ε=+ 1.8(±0.3) % в состаренных под растягивающей нагрузкой [123]-кристаллах CoNiAl, ε=-2.1(±0.3) % в состаренных под сжимающей нагрузкой [011]-кристаллах CoNiAl и до ε=-5.0(±0.3) % в состаренных под сжимающей нагрузкой вдоль [123] направления [001]-кристаллах NiFeGaCo. В состаренных в свободном состоянии монокристаллах двойного ЭПФ без дополнительной тренировки образца не наблюдается.

Предложено объяснение физической природы этих явлений на основе развития модели ориентированного и неориентированного мартенсита с учетом влияния внутренних дальнодействующих полей напряжений, возникающих при ориентированном расположении дисперсных частиц, на зарождение и рост кристаллов мартенсита.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ, 12-08-00573 и № 13-03-98024.

ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ТЕРМОУПРУГОМ γ-α' МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Чумляков Ю.И.[1], Киреева И.В.[1], Кретинина И.В.[1], Кейних К.С.[1], Куц О.А[1]., Кириллов В.А.[1], Караман И.[2], Маер Г.[3]

[1]Сибирский физико-технический институт Томского госуниверситета, Томск, Россия
chum@phys.tsu.ru
[2]Техасский университет, Колледж-Стейшен, США
[3]Университет Гановер, Германия

На монокристаллах FeNiCoAlTa исследовано влияние наноразмерных частиц $(FeNiCo)_3(AlTa)$ на развитие термоупругих ГЦК-ОЦТ мартенситных превращений (МП), эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ). Показано, что термоупругие МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой имеют место при размере частиц d от 2 нм до 10 нм. При d>10 нм МП становятся частично обратимыми и затем нетермоупругими. В однофазном состоянии мартенситные переходы не наблюдаются.

Исследовано влияние дисперсных частиц на развитие МП под растягивающей нагрузкой в кристаллах различных ориентаций. Показано, что: 1) зависимость напряжений для начала МП описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса; 2) температурный интервал СЭ достигает 150-200 К и СЭ наблюдается при температурах от 77К до 373 К; 3) механический гистерезис зависит от размера частиц, ориентации кристаллов, температуры испытания; 4) величина ЭПФ при деформации растяжением оказывается близкой к теоретическим оценкам деформации решетки при ГЦК-ОЦТ переходам: $\varepsilon_{ЭПФ}[001]=8.7\%$, $\varepsilon_{ЭПФ}[111]=2\ \%$, $\varepsilon_{ЭПФ}[123]=3\%$.

Обсуждаются необходимые условия, приводящие к смене кинетики МП от нетермоупругих в однофазном состоянии к термоупругим при выделении наноразмерных частиц: 1) уровень прочностных свойств высокотемпературной фазы; 2) тетрагональность мартенсита и величина двойникового сдвига; 3) сохранение когерентности решеток частиц с аустенитной и мартенситной фазами при фазовом мартенситном переходе.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 12-03-00098_а, № 12-08-91331 ННИО_а.

ВЛИЯНИЕ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНОЙ ДОБАВКИ НА РАННЮЮ ГИДРАТАЦИЮ ЦЕМЕНТА ПО ДАННЫМ КАЛОРИМЕТРИИ

Гувалов А.А.

Архитектурно-Строительный Университет, Баку

Существенный прогресс в технологиях цемента, бетона и сухих строительных смесей обусловлен в основном ростом функциональности добавок различной природы и механизмов действия. Наиболее эффективны в этом плане органоминеральные комплексы, составляемые из суперпластификаторов ПАВ и высокодисперсных компонентов, с учетом явлений совместимости, аддитивности и синергизма.

В данной работе приводятся результаты калориметрического анализа гидратации цемента в присутствии органоминерального комплекса добавок – модифицированного ПАВ и реакционно-способных дисперсных минеральных компонентов высокой пуццолановой активности.

Суперпластификаторы, применяемые в современных бетонах и сухих строительных смесях, это как правило, эффективные ПАВ на основе полинафталин- и полиметиленсульфонатов, акрилат- и карбоксилсодержащих полимеров. Функциональная эффективность их применения основана на электростатическом и/или стерическом механизмах действия. На зернах цемента и гидратных новообразованиях формируется адсорбционная пленка, что приводит к торможению начальной гидратации, снижению поверхностного натяжения на границах «твердое-жидкость», улучшению и длительному сохранению реологических характеристик цементных и бетонных смесей, а главное, к значительному (до 40%) водоредуцированию.

Замедление гидратации и набора прочности – далеко не всегда желательный эффект. Известны попытки изменения «молекулярного дизайна» структуры полимерных цепей, химического модифицирования ПАВ с целью устранения этого явления. Соединение САС-2, обладает ярковыраженной гидрофильностью и высокой водоредуцирующей способностью. Пэтому она является сильнодействующим пластификатором, который не замедляет твердение. Наличие в составе добавки типичного ускорителя – сульфата натрия и неконденсированных сульфокислот компенсирует, вероятно, в определенной мере замедляющий эффект ПАВ

Результаты калориметрического эксперимента подтверждают эффект по влиянию САС-2 на ранние стадии твердения цемента. Незначительно от 1,8 до 2…2,8 ч возрастает продолжительность индукционного периода. Время наступления температурных максимумов сокращается для твердеющих образцов с добавкой в интервале 9,2…8,8 ч. Одновременно растет их абсолютное значение − от 10,2 до 11,8…14,1 ^{0}C. Интенсифицирующее влияние добавки отмечается даже в 24 ч. Следует указать на соответствие данных калориметрии результатам испытаний физико-механических свойств бетонной смеси и бетона, подтверждали ранее полученные результаты.

С помощью калориметрии экспериментально доказано, что органоминеральный комплекс, состоящий из суперпластификатора САС-2 и дисперсных минеральных компонентов пуццоланового действия, в отличие от традиционных добавок подобного типа не замедляет скорость и полноту начальных стадий гидратационного взаимодействия в системе «цемент – вода». Показаны, т.о. возможности обеспечения функциональной эффективности использования органоминеральной добавки в цементных системах.

ОРГАНО-МИНЕРАЛЬНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИТОВ С ВЫСОКИМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку

Современные тенденции в области бетоноведения направлены на разработку и внедрение технологий, обеспечивающих, получения бетонов с высокими эксплуатационными характеристиками. Для этого необходимо рассмотреть новые подходы к разработке составов бетонов с применением эффективных химических

модификаторов, активных минеральных добавок, наполнителей различной природы и фракционного состава с содержанием высокодисперсных минеральных частиц.

В результате проведенных теоретических и экспериментальных исследований установлена возможность получения эффективных композиционных вяжущих на основе минеральной добавки алюмосиликатного состава и пластификатора.

В данной работе исследовалась возможность применения органоминеральной добавки для получения бетонов с высокими показателями набора прочности, на основе многокомпонентной композиции кремнезем- и алюмосодержащего сырья различного происхождения в комплексе с химическими модификаторами. В качестве активной минеральной добавки для изготовления цементных композитов применялся цеолитсодержащая порода Таузкого месторождения, представляющий собой рыхлый продукт смеси пород алюмосиликатного состава вулканического происхождения. В качестве водоредуцирующей добавки использовался пластификатор, получаемый на основе олигомера полученной с применением смесей поличиклических ароматических углеводородов.

Добавку получали путем совместного помола всех сырьевых компонентов в лабораторной мельнице до удельной поверхности 5500-5600 $см^2/г$. Эффективность добавки оценивалась посредством сравнения предела прочности при сжатии стандартных образцов тяжелого бетона с введенной добавкой с образцами бетона «контрольного» состава без введения добавки в различные сроки твердения.

Данные об испытании образцов свидетельствуют, что бетоны, изготовленные с использованием добавки многокомпонентного состава, характеризуются достаточно высокими прочностными показателями, а также ускоренной кинетикой набора прочности по сравнению с образцами бетона без введения добавки.

Полученные результаты могут быть объяснены созданием сложной гетерогенной структуры на ранних стадиях твердения цементных композиций с развитой системой межфазовых переходов путем введения многокомпонентной органоминеральной добавки. Кинетика набора прочности таких систем определяется комплексным воздействием органоминерального комплекса на стадии структурообразования системы с повышением степени гидратации минералов цементного клинкера со смещением баланса фазообразования в сторону увеличения низкоосновных гидросиликатов кальция типа C8H(1) и снижением первичных кристаллогидратов портландита в результате взаимодействия с реакционным кремнеземом минеральной составляющей добавки.

Таким образом, можно сделать вывод о целесообразности применения органоминерального состава при изготовлении бетонных смесей, обладающих высокими показателями прочности.

СПОСОБ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Al-TiB_2 НА АЛЮМИНИЕВЫЕ ПОВЕРХНОСТИ

Романов Д.А., Олесюк О.В., Гагарин А.Ю. Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

Разработан способ электровзрывного напыления композиционных покрытий системы Al-TiB_2 на алюминиевые поверхности. Изобретение относится к технологии нанесения покрытий на металлические поверхности, в частности, к технологии электровзрывного напыления композиционных покрытий системы Al-TiB_2 с применением в качестве взрываемого материала алюминиевой фольги совместно с

навеской порошка диборида титана, и может быть использовано в машиностроении для формирования поверхностей с высокой износостойкостью и микротвердостью.

Задачей изобретения являлось получение на поверхности алюминия упрочненных высокотвердыми и износостойкими частицами TiB_2 композиционных покрытий, обладающих высокими значениями износостойкости, микротвердости и адгезионно-когезионную связью с основой.

Поставленная задача реализуется способом электровзрывного напыления композиционных покрытий системы Al-TiB_2 на алюминиевые поверхности. Способ включает размещение порошковой навески из диборида титана между двумя слоями алюминиевой фольги, электрический взрыв фольги с формированием импульсной многофазной плазменной струи, оплавление ею алюминиевой поверхности при значении удельного потока энергии 3,8…4,1 ГВт/м^2 и напыление на оплавленный слой компонентов плазменной струи, с последующей самозакалкой и формированием композиционного покрытия, содержащего диборид титана и алюминий.

Такие покрытия характеризуются высокой адгезии с основой на уровне когезии и отсутствием пористости. Преимущество заявляемого способа по сравнению с прототипом заключается в формировании композиционного покрытия Al-TiB_2, что делает возможным осуществление локального повышения износостойкости поверхности деталей из алюминия в местах их наибольшего разрушения в условиях эксплуатации.

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии показали, что после обработки алюминиевой поверхности плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва двухслойной алюминиевой фольги с размещенной в ней порошковой навеской диборида титана в режимах, при которых удельный поток энергии составляет 3,8…4,1 ГВт/м^2, происходит формирование однородного по объему композиционного покрытия системы Al-TiB_2, максимальная толщина которого за один импульс обработки достигает 400…410 мкм. Использование двухслойной фольги позволяет коэффициент использования материала порошковой навески при напылении покрытий. Покрытие имеет когезионно-адгезионную связь с материалом контактной поверхности. Несмотря на то, что при напылении поверхность основы оплавляется, вследствие использования в качестве взрываемого проводника алюминиевой фольги на границе покрытия с алюминиевой основой хрупкие интерметаллидные фазы не образуются. При этом видимая резкая граница между покрытием и основой отсутствует.

Указанные режимы являются оптимальными, поскольку при электровзрывном напылении алюминия в режиме, когда удельный поток энергии ниже 3,8 ГВт/м^2, тогда не происходит оплавления поверхности, что приводит к низкой адгезии покрытия и его отслаиванию, а когда выше 4,1 ГВт/м^2, тогда происходит формирование развитого рельефа поверхности вследствие течения расплава под действием неоднородного давления струи продуктов взрыва, что ухудшает качество поверхности формируемого покрытия.

ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА, ПЛАСТИФИЦИРОВАННОГО НИЗКОМОЛЕКУЛЯРНЫМИ МОДИФИКАТОРАМИ

Шукова Е.В., Неверов А.С.

УО БелГУТ, Гомель, Беларусь
shukova.yekaterina@yandex.by

Существенный интерес представляет возможность получения волокон из полимерных расплавов, содержащих низкомолекулярные жидкости, методом свободной вытяжки. В основе традиционных методик формования полимерных волокон лежит выдавливание расплава полимера через калиброванные отверстия в фильере. Исключение из технологического процесса фильеры существенно снижает энергетические затраты и упрощает технологическое оборудование. Бесфильерная вытяжка волокон из пластифицированных расплавов полимеров создает возможности для разработки новых видов волокнистых полимерных материалов, обладающим рядом уникальных свойств.

Целью данной работы являлось изучение физико-механических показателей волокон полиэтилена пластифицированного олифой и стеарином.

Объект исследования – полимерные волокна на основе полиэтилена высокой плотности и низкомолекулярных модификаторов.

Полимерные волокна изготавливали из полиэтилена высокой плотности (ГОСТ 16338-77), олифы (ГОСТ 7931-76) и стеарином (ГОСТ 6484-96) методом бесфильерной вытяжки из расплава при температуре (T = 423 К).

Для оценки физико-механических характеристик полимерных композитов проводили исследование их предела прочности при испытаниях на разрыв.

При введении пластификатора (олифы, стеарина) в расплаве появляются зародыши кристаллических образований, между которыми располагается жидкая среда, обогащенная маслом. В процессе вытяжки нити из расплава не нарушается его исходная структура и происходит дополнительная ориентация молекул полимера, положительно влияющая на физико-механические свойства готового волокна. Возникающие поперечные силы, стремятся уменьшить его диаметр и обусловливают выдавливание пластификатора. Вследствие этого межмолекулярное взаимодействие снова возрастает, препятствуя обрыву волокна.

При содержании пластификатора более 30 % начинает формироваться система открытых пор. Это способствует проникновению кислорода в глубинные слои материала, ускоряя затвердевание олифы, обуславливающее увеличение прочности. При 25 %-ном содержании пластификатора (стеарина) наблюдается наибольшее относительное удлинение и предел прочность при испытании на разрыв. При концентрации 20 – 30 % пластификатора достигается максимальное значение степени кристалличности. Дальнейшее увеличение концентрации олифы и стеарина приводит к снижению прочностных характеристик материала, обусловленных уменьшением содержания полимера – основного носителя прочности.

[1] Низкомодульные композиционные материалы на основе термопластов / В. А. Гольдаде, А. С. Неверов, Л. С. Пинчук; под. ред. А. И. Свириденка. – Мн.: Наука и техника, 1984. – 231 с.

[2] Неверов А.С., Самусева Л.В., Исследование процессов бесфильерной вытяжки волокон из расплавов пластифицированных полиолефинов / А.С. Неверов, Л.В. Самусева // Материалы, технологии инструменты, 2004, № 9.

АЛЮМИНОМАТРИЧНЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Архипов И.В. , Смоленцев И.В., Емельянов В.Ю., Зайцев И.В.

ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», Чебоксары, Россия
arhipov_i@mail.ru

Существует большой класс различных антифрикционных самосмазывающихся подшипников скольжения и направляющих на основе медных сплавов или алюминиевых сплавов [1], получаемых методом порошковой металлургии, в структуре которых есть свободный графит, выступающий в роли твердой смазки в зоне контакта, что значительно продлевает срок службы таких подшипников и направляющих.

Существуют жаропрочный алюминиевый композиционный материал системы Al-C-O с 4% масс. углерода [1], который на основании полученных параметров его тонкой структуры относится к классу объемных наноструктурных материалов.

Такой способ повышения износостойкости и антифрикционных свойств можно применить и для изделий из объемных наноструктурных материалов на основе алюминия, ввиду того, что при их производстве так же применяются методы порошковой и гранульной металлургии и в их структуре тоже можно получить графит в свободной форме. Очевидно, что этого можно добиться, если графит, предназначенный для выполнения им роли сухой смазки, вводить в уже полученный в аттриторе гранулят и в нем, по-возможности, равномерно распределить между гранулами.

В работах этих же авторов[1] показано, что для придания объемному наноструктурному материалу системы Al-C-O еще большей твердости и прочности следует его долегировать магнием, с увеличением содержания магния в алюминии возрастает твердость материала и при 10% масс. Mg она достигает $HV_{50/30}$=1170 МПа.

Для дальнейших исследований были подготовлены две группы композиций следующих составов: Al5Mg6C+AL+Гр и Al 10Mg 20$2Al_2O_3$+AL+Гр, которые сравнивались с стандартными материалами.

В ходе испытаний, ниаиболее подходящим для применения оказался материал АМгГр-2-3 - Al10Mg2C2Al_2O_3 (95% масс.) + AL (3,5 масс.)+Гр (1,5% масс.), каторый имеет почти в 3 раза меньший удельный вес, чем антифрикционный чугун АСЧ-1, а также обеспечивающий в 3,5 раза меньший износ контактирующих деталей, чем алюминиевый сплав Д16. Материал также превосходит базовый для его создания материал системы Al-C-O с 4% масс. углерода по данному показателю в 1,25 раза.

Для выявления взаимосвязи между прочностными характеристиками, износостойкостью и структурой исследуемых материалов они были подвергнуты также металлографическим исследованиям микроструктуры, которые показали, что для достижения высокой твердости и износостойкости необходимо, чтобы свободный графит был распределен гамогенно и в лучшем случае имел вид пластинок, что дает возможность графиту в полной мере выполнять функцию твердой смазки. Это и было достигнуто в указанном выше материале АМгГр-2-3.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект мол_12-08-31525_а).

[1] Shalunov E., Matrosov A., Karalin A. Development and research of a nanostructured material from aluminium powder for orthopedy and traumatology // Proc. of Int. Powder Metallurgy Congress (EURO PM2008), Mannheim, 2008, sept. 29-oct.l. Shrewsbury: EPMA, 2008. Vol. 2. pp. 135-139.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПРОЦЕССЫ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК

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

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, Нижний Новгород, Россия
Nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований структуры и свойств нано- и ультрамелкозернистых керамик на основе оксида алюминия, структура которых сформирована методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе используется термин «Spark Plasma Sintering»).

Метод ЭИПС является новым шагом в развитии высокотемпературных методов консолидации порошковых материалов, основанным на принципе нагрева образца и пресс-формы пропусканием последовательности импульсов электрического тока. Этот метод сочетает в себе такие важные для активирования спекания факторы, как высокая скорость нагрева, вакуум и приложение к образцу гидростатического давления.

Для спекания керамик используется установка «DR. SINTER model SPS-625» производства «SPS SYNTEX INC.» (температура спекания до 2500 ºС, скорость нагрева до 2500 ºС/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум или инертный газ, автоматическое управление температурой и гидростатическим давлением, прецизионный дилатометр).

В работе описаны результаты исследований влияния скорости нагрева (в интервале от 2 до 1000 ^{o}С/мин), давления (от 25 до 100 МПа) и температуры спекания (от 1000 до 1500 ^{o}С) на плотность, пористость и размер зерна в керамиках Al_2O_3, спеченных из (1) нанодисперсных порошков α-Al_2O_3, полученных методом золь-гель синтеза; (2) высококачественных нанопорошков (70-100 нм), α-Al_2O_3 фирмы производства «Taimei Chemicals Co., Ltd»; (3) высокочистых ультрадисперсных порошков (0.85-1 мкм) производства «Alfa Aesar». Для проведения сравнительных исследований также используются промышленные микронные порошки (3-5 мкм) производства ОАО «Поликор».

Показано, что в чистой керамике Al_2O_3 без добавления активаторов спекания (традиционно получаемой при температурах более 1700 ^{o}С) оптимальная температура ЭИП-спекания может быть снижена до 1250÷1400 ^{o}С, что позволяет формировать высокоплотную (плотность ρ=3.95 г/см^3) однородную структуру с малым размером зерна (d=100-200 нм) и высокими прочностными свойствами (твердость H_v=20-21 ГПа, трещиностойкость K_{1c}=4.0-4.4 МПа·м$^{1/2}$).

Описаны результаты исследований возможности повышения характеристик трещиностойкости в нанокомпозитах на основе Al_2O_3 за счет введения нанодисперсных частиц (SiC, ZrO_2, Ti(C,N) и др.), а также оптимизации режимов электроимпульсного плазменного спекания. Показано, что формирование в керамиках на основе оксида алюминия высокоплотной структуры с использованием метода ЭИПС позволяет обеспечить одновременное повышение твердости и трещиностойкости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-01123, 13-03-01134) и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы», грант Президента для молодых ученых-кандидатов наук).

ФОРМИРОВАНИЕ КОНЕЧНОГО КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_2AlNb

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

УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
olga.khadzhieva@gmail.com, illarionovag@mail.ru

Титановые сплавы на основе интерметаллида Ti_2AlNb нашли широкое применение в космической технике и авиастроении благодаря высокой удельной прочности и жаропрочности. Для повышения их технологической пластичности перспективно использование термоводородной обработки (ТВО), суть которой заключается во введении в сплав водорода перед выполнением технологических операций и его выведении из сплава на заключительных этапах термической обработки. Остается малоизученным ряд вопросов: например, влияние водорода на формирование конечной структуры и комплекса свойств при разводороживании. В данной работе было исследовано формирование структуры и свойств деформированного водородсодержащего сплава после принудительного разводороживания.

Материалом исследования служили цилиндрические заготовки диаметром 20 мм из титанового сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb состава Ti-24,3Al-24,8Nb-1,0Zr-1,4V-0,6Mo-0,3Si (ат. %). Образцы исследуемого сплава без водорода и содержащие 5,2 и 12 ат. % водорода, были подвергнуты деформации осадкой на 60% со скоростью 10^{-3} $сек^{-1}$ при температуре 900°С с последующим отжигом при температурах 600 и 700°С в течение 4 часов в потоке инертного газа аргона.

Деформированные образцы сплава без водорода и с 5,2 и 12 ат. % водорода имеют твердость 4600, 4700 и 4800 МПа, и модуль упругости 106, 115 и 113 ГПа, соответственно. В ходе отжига после деформации в сплаве без водорода одновременно протекают процессы старения, упрочняющие сплав, и коагуляции фрагментов пластин, раздробленных в ходе деформации, приводящие к разупрочнению сплава, в результате чего его твердость изменяется незначительно (см таблицу).

Содержание водорода, ат. %	$T_{отж}$, °С	Твердость HV, МПа	Модуль упругости E, ГПа	Остаточное содержание водорода, ат. %
0	600	4550	90	0,15
	700	4600	103	0,12
5,2	600	5000	105	1,95
	700	4600	111	0,94
12	600	5500	113	0,88
	700	5000	103	0,12

При отжиге деформированных сплавов с водородом помимо старения и коагуляции протекает третий процесс – разводороживание, способствующее получению более дисперсных продуктов распада. Остаточное содержание водорода в сплавах после разводороживания не превышает предельно допустимых концентраций и является безопасными с точки зрения эксплуатации.

Сравнение значений твердости и модуля упругости отожженных сплавов с водородом и без него показывает, что введение водорода в сплав перед деформацией и последующее разводороживание способствует получению более высокого комплекса физико-механических характеристик разводороженных деформированных сплавов.

ИЗМЕНЕНИЕ НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВА $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат.%) ПРИ ФОРМИРОВАНИИ СМК СТРУКТУРЫ

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

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

В работе экспериментально исследовано влияние формирования субмикрокристаллической (СМК) структуры в образцах сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$(ат.%) на проявление эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности. Исследованы образцы как в крупнозернистом состоянии (размер зерен от 10 до 40 мкм), так и в СМК состоянии (размер зерен-субзерен от 200 до 400 нм). СМК состояние получено методом равноканального углового прессования (РКУП) при 723 К (8 проходов с углом между каналами 110°). ЭПФ и сверхэластичность изучали на установке типа обратного крутильного маятника в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» (τ-γ) при $298 \div 300$ К и последующем нагреве разгруженных образцов. Величина эффекта сверхэластичности, $\gamma_{св.}$, определялась как разность максимальной деформации при нагружении образцов, γ_{max}, и остаточной деформации после их полной разгрузки. Величина ЭПФ, $\gamma_{ЭПФ}$, равна возврату деформации при нагреве разгруженных образцов. Пластическая деформация, γ_p, принималась равной остаточной деформации после завершения формовосстановления при нагреве.

Последовательность мартенситных превращений (МП) при охлаждении образцов сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$(ат.%) оставалась неизменна в крупнозернистом и в СМК состояниях: $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. Однако последовательности обратных МП, протекающих при нагреве, отличаются: $B19' \rightarrow B2$ в крупнозернистом состоянии и $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$ в СМК состоянии. При $298 \div 300$ К все образцы имеет структуру B2. Показано, что формирование в образцах СМК структуры приводит к понижению температур T_R (температура появления R фазы) и M_H (температура начала МП $R \rightarrow B19'$) на 10 К и 28 К, соответственно.

При кручении образцов в крупнозернистом состоянии $\gamma_{ЭПФ}$ увеличивается с увеличением γ_{max} и практически во всем интервале заданных деформаций (до 14,4%) больше, чем $\gamma_{св.}$ При $\gamma_{max} = 14{,}4\%$ $\gamma_{ЭПФ} = 9{,}5\%$, в то время как $\gamma_{св.} < 3\%$. После формирования СМК микроструктуры неупругое поведение сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат.%) кардинально меняется. В СМК состоянии ярко выражен эффект сверхэластичности, но зависимость $\gamma_{св.}(\gamma_{max})$ немонотонна при $\gamma_{max} \leq 10{,}5\%$ наблюдается почти полный возврат накопленной деформации в режиме проявления сверхэластичности. При $\gamma_{max} \approx 10{,}5\%$ $\gamma_{св.}$ достигает максимума (~10,2%), а затем уменьшается, а при $\gamma_{max} > 10{,}5\%$ резко увеличивается возврат деформации в режиме проявления однократного ЭПФ. Вблизи $\gamma_{max} \approx 13\%$ $\gamma_{св.} = \gamma_{ЭПФ}$. При $\gamma_{max} > 13\%$ $\gamma_{св.} < \gamma_{ЭПФ}$. Вместе с тем, $\gamma_{св.}$ в СМК образцах и при $\gamma_{max} = 14{,}4\%$ в ~1,6 раза больше, чем $\gamma_{св.}$ в крупнозернистом состоянии сплава. Уменьшение $\gamma_{св.}$ при $\gamma_{max} > 10{,}5\%$ связано с увеличением объемной доли деформационного мартенсита B19', сохраняющего стабильность при $298 \div 300$ К в разгруженном состоянии образцов. Переход от крупнозернистой структуры к СМК состоянию сопровождается повышением напряжения мартенситного сдвига от 82 МПа до 123 МПа, что обусловлено смещением интервала температур МП $R \rightarrow B19'$ в область более низких температур.

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр_ф_а) и проектом СО РАН III.23.2.2.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПОКРЫТИЯМИ ИЗ ТАНТАЛА

Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю., Остапенко М.Г., Лотков А.И.

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

Известно, что модификация поверхности сплавов на основе никелида титана, в том числе и магнетронное осаждение покрытий, может значительно повлиять на их объемные свойства за счет существенных изменений структурно-фазовых состояний в области воздействия. Целью данной работы является исследование влияние режимов магнетронного осаждения тантала на структурно-фазовые состояния в поверхностных слоях никелида титана с покрытиями.

Материал-основа для осаждения покрытий - сплав TiNi, состоящий из основной фазы со структурой B2 и фазы Ti_2Ni (< 5%об.). Образцы для исследований были разделены на 2 группы. На поверхность каждого образца методом магнетронного осаждения были нанесены однокомпонентные покрытия с использованием мишени из тантала при разных условиях осаждения. Перед нанесением покрытий подложку-держатель, на которой были закреплены образцы из первой группы (Ta/TiNi-№1) нагревали до температуры T = 473 K, а подложка-держатель с образцами из второй группы (Ta/TiNi-№2) не подвергалась дополнительному нагреву. Далее в обоих случаях заполняли камеру Ar под давлением P_{Ar} = 0,3 Па и выполняли процедуру осаждения Ta на поверхность образца при следующих режимах: ток катода (Ta) I = 2,5 A, напряжение U = 270 В, разность потенциалов между образцом и мишенью U = 0 В. Скорость роста осаждаемого слоя составляла v = 10 мкм/ч. Образцы находились в неподвижном состоянии. Исследования структурно-фазовых состояний проводили методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) по симметричным схемам съемок с использованием Co Kα-излучения.

Установлено, что на всех рентгенограммах, независимо от условий осаждения, присутствуют дифракционные рефлексы фаз B2, Ti_2Ni, α-Ta и β-Ta. Выявлено, что на рентгенограммах образцов Ta/TiNi-№1 наблюдаются в основном рефлексы фазы α-Ta и небольшое количество фазы βTa, а на рентгенограммах образцов Ta/TiNi-№2 - преимущественно рефлексы фазы β-Ta. Отметим, что после магнетронного осаждения тантала на поверхность образца с его дополнительным нагревом, формируется покрытие с нанокристаллической структурой. На рентгенограммах образцов Ta/TiNi-№2 наблюдаются диффузные максимумы, соответствующие фазам покрытия, включающее в себя острые структурные рефлексы α-Ta и β-Ta малой интенсивности. Параметры структуры исследуемых образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1. Структурные параметры фаз на основе тантала и TiNi

	a_{B2}, Å	$a_{\alpha Ta}$, Å	$a_{\beta Ta}$, Å	$c_{\beta Ta}$, Å	$ОКР_{B2}$, нм	$ОКР_{\alpha Ta+\beta Ta}$, нм
Ta (эталон)	-	3.3058	10.1949	5.313	-	-
TiNi (исх)-№1	3.0139	-	-	-	> 100	-
Ta/TiNi-№1	3.0132	3.3290	10.8144	5.2398	> 100	~30
TiNi (исх)-№2	3.0188	-	-	-	> 100	-
Ta/TiNi-№2	3.0179	3.3543	10.5500	5.2900	> 100	~50

Таким образом, в результате магнетронного осаждения тантала на поверхность сплава TiNi, независимо от параметров осаждения, формируются двухфазные (α-Ta + β-Ta) покрытия, которые не вносят существенных изменений в структурно-фазовые состояния материала-основы. Однако изменения условий осаждения приводит к изменению фазового состава в покрытии, что может оказать влияние на адгезионные свойства.

Исследования проведены при финансовой поддержке СО РАН (проект III.23.2.1) и частично - Министерства образования и науки РФ (ГК № 16-522-11-2019).

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЯХ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДАМИ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ И РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ

Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Мейснер С.Н., Твердохлебова А.В.

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

В современной практике для обеспечения определенных свойств на поверхности металлических материалов широко используются ионно-плазменные методы обработок. Цель работы – исследовать методами дифракции рентгеновских лучей и обратнорассеянных электронов закономерности формирования градиентных нано- и субмикроструктур в приповерхностных слоях никелида титана под воздействием потоков ионов кремния средних энергий (высокодозовая ионная имплантация).

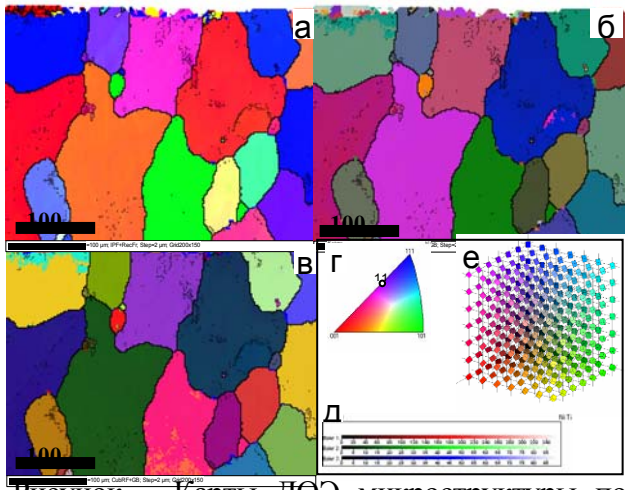


Рисунок – Карты ДОЭ микроструктуры под ионно-модифицированной поверхностью образца TiNi; (а) –угловой разориентации зеренной структуры, (б) – разориентации по углам Эйлера, (в) – Родригеса-Франка; (г) – стереографический треугольник, (д) – шкала углов Эйлера, (е) – диаграмма Родригеса-Франка.

Ионную модификацию поверхностей образцов проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума (~10^{-4} Па) в режиме высокодозной ионной имплантации. Для выявления эффектов, связанных с фрагментацией исходной зеренной структуры, использовали обработку пучками ионов Si с флюенсом D=5 × 10^{17}см$^{-2}$ при среднем значении ускоряющего напряжения 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Температура образцов в процессе обработки не превышала 373–424 K. Образцы с поверхностным слоем, модифицированным ионами кремния, далее обозначены NiTi-Si. Показано (рисунок), что после ионно-пучкового облучения поверхности образцов наблюдается изменение и фрагментация структуры приповерхностного слоя на глубину 5÷15 мкм, меньшую среднего размера исходного зерна

исследуемого сплава. Установлено, что слой с фрагментированной структурой содержит мартенситную фазу B19′, высокую концентрация межфазных и внутрифазовых границ раздела, линейные размеры фрагментов превышают 1 мкм. Измельчение структуры слоя под облученной поверхностью неоднородно и зависит от кристаллографической ориентации исходного зерна. Высказано предположение, что одной из причин интенсивной фрагментации отдельных зерен исходной фазы B2 после ионно-пучковой обработки является то, что ориентация основных систем скольжения в этих зернах была близка направлению воздействия ионными пучками. Возможно, это привело к более раннему, по сравнению с остальными зернами, запуску процесса пластической деформации таких зерен и, как результат, частичной фрагментации их структуры.

Работа выполнена по проекту СО РАН № III.23.2.1.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Носкова Н.И.[1], Чурбаев Р.В.[1], Земнухова Л.А.[2], Филиппов Ю.И.[1]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
[2]*Институт химии ДВО РАН, Владивосток, Россия*
noskova@imp.uran.ru

Разработана нанотехнология получения слоистых композитных нанокристаллических сплавов $Al-Si$, $Al(1Hf+0.2Nb+0.2Sn)Si$, $Al(0.5Ce+0.5\mathrm{Re}+0.1Zr)Si$ (вес.%) и $Ti-Si$ с использованием в качестве исходных материалов субмикрокристаллического чистого алюминия (средний размер зерен 150 нм) и нанонокристаллических сплавов алюминия, а также - титана (средний размер нанозерен 50 нм) и смесь наноразмерного порошка (средний размер частиц 30 нм) кремния. В работе кремний получали восстановлением с помощью магния аморфного диоксида кремния [1]. Электронно-микроскопическое исследование на просвет обнаружило в наноразмерном порошке кремния немногочисленные нанотрубки чистого кремния (диаметром 3 нм, длиной до 40 нм). Металлической основой композитов служили: субмикрокристаллический чистый алюминий, нанокристаллический сплав $Al(1Hf+0.2Nb+0.2Sn)Si$, нанокристаллический сплав $Al(0.5Ce+0.5\mathrm{Re}+0.1Zr)Si$ (вес.%) и чистый нанокристаллический титан. Для получения нанокристаллических слоистых композитов оказалось полезным совмещение двух методов: метод получения тонкой нанокристаллической фольги материала [2-3] и метод интенсивной пластической деформации сдвигом под высоким давлением (получение компакта). Предварительно полученные тонкие фольги (толщиной 0,3 мм) с прокладками из тонких слоев наноразмерного порошка Si (в соотношении 96:4 вес.%), подвергались высокому давлению, а затем - интенсивной деформации сдвигом под высоким давлением (P = 5 ГПа, 2 полных оборота наковальней Бриджмэна), что приводило к получению компактного композита.

Электронно-микроскопическое исследование структуры двухслойных композитов $Al-Si$, а также - энергетические спектры электронов, полученные при сканировании поперечного сечения композита $Ti-Si$, показали, что во всех случаях реализуется наноструктурное композитное состояние (содержание Si изменяется от поверхности до середины поперечного сечения от 0,05 до 2,5 вес.%.) В средней части сечения наблюдаются структурные ламели, в границах которых сосредоточены наночастицы

кремния [3]. Микротвердость в композите $Al-Si$ или из сплава $Al-Si$ по сравнению с субмикрокристаллическим алюминием или его нанокристаллическими сплавами увеличилась от 3 до 5 раз, соответственно. В нанокристаллическом композите $Ti-Si$, микротвердость по сравнению с чистым нанокристаллическим титаном увеличилась почти в шесть раз. Увеличение количества слоев (до 30) в композитах существенно не изменило уровня микротвердости.

[1] Л.А.Земнухова, Г.А.Федорищева, А.Г.Егоров и др. ЖПХ, 2005 т.78, с. 324-328.
[2] Н.И. Носкова, Р.В.Чурбаев, Н.Ф.Вильданова и др. МиТОМ, 2008, №10, с. 23-26.
[3] Н.И.Носкова, Р.В Чурбаев., Н.Ф Вильданова и др. Тезисы докладов XIX Уральской школы металловедов-термистов. Екатеринбург. 2008, с.194.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SPARK PLASMA SINTERING

Сахаров Н.В., Котков Д.Н., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
nvsaharov@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований кинетики спекания порошков Si_3N_4+10%Al_2O_3, а также структуры и физико-механических свойств керамик на основе нитрида кремния, полученных методом «Spark Plasma Sintering» (SPS).

Порошок нитрида кремния получен методом СВС. Порошки Si_3N_4 (размер частиц R= 0,5 мкм) и Al_2O_3 (R= 0,4 мкм) перемешивались при помощи шаровой планетарной мельницы Fritsch Pulverisette 6. Спекание проводилось в вакууме на установке «Dr. Sinter SPS-625». В процессе спекания фиксировалась зависимость величины и скорости усадки от температуры нагрева, которая контролировалась пирометром, направленным на внешнюю стенку графитовой пресс-формы. Скорость нагрева составляла 100^{o}C/мин. Температура спекания варьировалась в интервале от 1450 до 1600^{o}C. В качестве варьируемых параметров процесса выступали время выдержки (от 0 до 20 мин) и величина приложенного давления (от 23 до 70 МПа).

Плотность керамик измерялась ▪▪▪▪▪▪▪ гидростатического взвешивания (аналитические весы Sartorius CPA). Микротвердость и трещиностойкость с помощью твердомера «Duramin Struers 5» (нагрузка 2 кг). Исследование фазового состава спеченных керамик осуществлялось с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-7000.

Показано, что наиболее интенсивная стадия уплотнения наблюдается в интервале температур от 1200°C до 1600°C. В докладе описаны результаты исследований влияния температуры нагрева, а также величины приложенного давления и времени изотермической выдержки на фазовый состав, плотность и физико-механические свойства композиционных керамик на основе нитрида кремния. Установлено, что применение технологии SPS позволяет получать Si_3N_4-керамики с плотностью более 96% и с твердостью ~18 ГПа.

Установлено, что увеличение времени выдержки при температуре спекания приводит к ухудшению механических свойств керамики, причем, чем выше температура спекания, тем сильнее эта зависимость. Показано, что увеличение

приложенного давления ведет к незначительному повышению механических свойств материалов, однако этот эффект ослабляется с повышением времени выдержки.

В работе проведен анализ фазового состава спеченных керамик (соотношения фаз α-Si_3N_4, β-Si_3N_4, Si_5AlON_7), а также анализ механизмов процессов уплотнения и фазовых превращений при спекании керамик.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-01123-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы».

О МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ДИЛАТАЦИИ МИКРОКРИСТАЛЛИЦЕСКИХ СПЛАВОВ Co-Ni-Al С ЭФФЕРКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Валиуллин А.И., Сагарадзе В.В., Завалишин В.А., Катаева Н.В.

Институт физики металлов, г. Екатеринбург, Россия
a_valiullin@mail.ru

Сплавы Co-Ni-Al рассматриваются в качестве возможного аналога сплава Ni_2MnGa, который под действием внешнего магнитного поля значительно изменяет свою форму за счет переориентации двойников в мартенсите, при этом обратимая деформация монокристаллов может достигать 6%. Однако не исключается возможность получения такого эффекта и на поликристаллических образцах. И для этого необходимо создать текстурованное состояние с преимущественной ориентировкой. Метод спиннингования расплава на вращающийся металлический барабан приводит не только к измельчению зерна, но и к текстурообразованию. По-видимому, этот метод подходит для получения сплавов Co-Ni-Al с возможным магнитоуправляемым эффектом памяти формы.

В работе были исследованы быстрозакристаллизованные из расплава (БЗР) микрокристаллические сплавы $Co_{36}Ni_{36}Al_{28}$ и $Co_{38}Ni_{32}Al_{30}$ (ат.%) в форме ленточек. Длина ленточных образцов равна 33 мм. Ферромагнитный БЗР сплав $Co_{36}Ni_{36}Al_{28}$ имеет температуры мартенситного превращения: A_H=5°C, A_K=74°C, M_H=38°C, M_K=-15°C, температуру Кюри T_C=67°C. При комнатной температуре находится преимущественно в мартенситном состоянии. БЗР сплав $Co_{38}Ni_{32}Al_{30}$ находится в аустенитном состоянии при охлаждении вплоть до температуры -160°C, температура Кюри T_C=40°C

Измерение дилатации под действием магнитного поля при перемагничивании от -7 до +7 кЭ было выполнено на специально сконструированной лабораторной установке при температуре 25°C. Направление магнитного поля было параллельно длине ленточки. Во время изменения магнитного поля от 0 до -1 кЭ образец увеличивает длину на 0,1 мкм, а при насыщении до -7 кЭ длина образца немного уменьшилась до 0,05 мкм. Уменьшение поля до 0 Э привело к увеличению длины на 0,05 мкм, и кривая не вернулась в первоначальную точку по всей видимости из-за трения между образцом и захватами. После смены направления магнитного поля на противоположное, длина этого образца практически не меняется. Таким образом, в исследуемом образце наблюдаются колебание длины на 0,05 мкм или 0,00015%, что на порядок меньше магнитострикции чистого Ni.

Для тройных сплавов Co-Ni-Al не известна величина магнитострикции. Поэтому для оценки ее величины был выбран стабильный аустенитный сплав $Co_{38}Ni_{32}Al_{30}$. При приложении внешнего магнитного поля ~7 кЭ наблюдается сокращение длины образца на 0,15 мкм, вследствие магнитострикции. Величина, которой составила λ=-4,5×10^{-6}, что в 9 раз меньше чистого Ni и мало отличается от дилатации сплава $Co_{36}Ni_{36}Al_{28}$.

Дополнительно была измерена магнитострикция чистого Ni на проволочном

образце в продольном магнитном поле на данной установке. Магнитострикция проволоки из чистого Ni в данном эксперименте равна $\lambda = - 40\times10^{-6}$, что совпадает с табличным значением. Этот эксперимент показал, на сконструированной установке для изучения дилатации в магнитном поле можно получить достоверные экспериментальные результаты.

Таким образом в микрокристаллическом быстрозакристаллизованном ленточном образце из сплава $Co_{36}Ni_{36}Al_{28}$ не удалось получить магнитоуправляемый эффект памяти формы. Величина дилатации в магнитном поле сопоставима с магнитострикцией этого сплава.

ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ОБРАЗЦОВ С ПОКРЫТИЯМИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Витковский И.В.[1], Долгов Н.А.[2], Иванченко А.В.[3], Бесов А.В.[4], Смирнов И.В.[5], Шоркин В.С.[6]

[1]НИИЭФА им. Д.В.Ефремова, Санкт-Петербург, Россия
vitkoviv@sintez.niiefa.spb.su
[2]Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАНУ, Киев, Украина,
donika@inbox.ru
[3]Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина
[4]Киевский национальный университет технологий и дизайна, Киев, Украина
[5]НТУ Украины «Киевский политехнический институт», Киев, Украина
[6]ФГБОУ ВПО «Госуниверситет –УНПК», Орел, Россия
vshorkin@yandex.ru

Защитные покрытия широко используются в различных отраслях техники. Свободный край покрытий является концентратором напряжений, влияющим на их отслоение как при эксплуатации, так и испытаниях образцов. На разрывной машине FM-1000 подвергали растяжению плоские образцы с плазменными покрытиями из порошка кобальт-хромового сплава (КХС). Покрытия напылялись на основу из нержавеющей стали 1Х18Н9 толщиной 1,5 мм [1]. Испытания показали, что отслоение покрытий толщиной 90, 100 и 160 мкм происходит при нагрузках, вызывающих в основе на участке без покрытия напряжения 752, 625 и 340 МПа соответственно. Общий вид образца с покрытием толщиной 160 мкм после испытаний показан на рисунке. Определение концентрации напряжений в образцах с покрытиями проводилось как аналитическим, так численным методами [2]. Упругие свойства (см. таблицу) исследовались путём растяжения плоского образца с покрытием по методике [2, 3]. Распределение напряжений в образце при отслоении плазменного покрытия позволяет сделать вывод, что на отслоение покрытия влияют как нормальные напряжения отрыва, так и касательные напряжения в области адгезионного контакта. Эти напряжения необходимо учитывать при расчетах на прочность элементов конструкций с покрытиями и определении адгезионной прочности покрытий.

Состояние образца с плазменным покрытием после испытания на растяжение

Таблица. Характеристики упругости

	Материал	Модуль упругости E, ГПа	Коэффициент Пуассона μ
Основа	1Х18Н9	199	0,28
Покрытие	КХС	70	0,3

[1] Бесов А.В., Морозов В.В. Можливості застосування плазмової технології в медицині // Металловедение и обработка металлов. – 2002. –№ 3. – С. 62 – 66.
[2] Долгов Н.А. Сопротивление деформированию и разрушению материалов с функциональными покрытиями. – Тернополь: Крок, 2010. – 231 с.
[3] К определению характеристик упругости защитных покрытий / Н.А.Долгов, Б.А.Ляшенко, В.С.Веремчук, Ю.В.Дмитриев // Проблемы прочности. – 1995. – № 7. – С. 48 – 51.

МИКРОСТРУКТУРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ДВУХКОМПОНЕНТНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.

Санкт-Петербургский государственный университет
volkov@math.spbu.ru, rita@math.spbu.ru

Представлены результаты моделирования эффектов памяти формы при двухкомпонентном напряженном состоянии типа растяжение плюс сдвиг. Рассмотрены два варианта микроструктурных моделей сплавов с памятью формы. В первой модели предполагается, что каждый ориентационный вариант мартенсита растет или убывает при условии баланса обобщенных термодинамических сил, сопряженных с объемной долей этого варианта (модель с индивидуальными вариантами мартенсита). В рамках этой модели учитывается необратимая микропластическая деформация, обусловленная процессам аккомодации мартенсита, а также накопление деформационных дефектов, приводящее к появлению изотропного и трансляционного упрочнения. Вторая модель предполагает, что рост всех вариантов происходит кооперативно при условии выполнения единого условия баланса термодинамических сил. В первой серии численных экспериментов рассчитаны пути деформирования, отвечающие различным путям нагружения на плоскости нормальное напряжение – касательное напряжение для сплава с памятью формы в аустенитном и мартенситном состоянии. Во второй серии расчетов найдены пути возврата деформации после предварительного деформирования растяжением и сдвигом. В согласии с известными экспериментальными данными для сплава TiNi обе модели предсказывают пропорциональный характер возврата различных компонент тензора деформации, т.е. возврат происходит вдоль кратчайшего пути на плоскости нормальная деформация – сдвиговая деформация.

ТЕРМОЭДС В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ TiNiCu

Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

В последнее время в науке, технике и медицине все большее применение находят многофункциональные материалы с заданными свойствами – материалы, которые под действием внешних факторов и условий эксплуатации (температуры, механической нагрузки и т.д.) могут управляемо изменять свои свойства. Наиболее ярким и лучшим представителем данных сплавов являются интерметаллид на основе никелида титана TiNi – никелид титана и сплавы на его основе, а именно TiNiCu и др.

Известно, что при нагреве двух разнородных проводников, в месте контакта, в замкнутой цепи возникает термоЭДС. В качестве исследуемых проводников использовались не разные металлы (например: хромель-алюмель или хромель-копель), как это принято делать, а аморфная и кристаллическая ленты состава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ содержащие соответственно 0% и 100% кристаллической фазы, что достигалось предварительной термообработкой.

Измерение термоЭДС осуществляли прямым способом с помощью цифрового милливольтметра, данные с которого поступали на персональный компьютер, после чего обрабатывались. На рисунке 1 представлена зависимость термоЭДС от температуры аморфной и кристаллической лент $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ с содержанием кристаллической фазы 0% и 100%. Скорость нагрева и охлаждения составляла 2°С/мин.

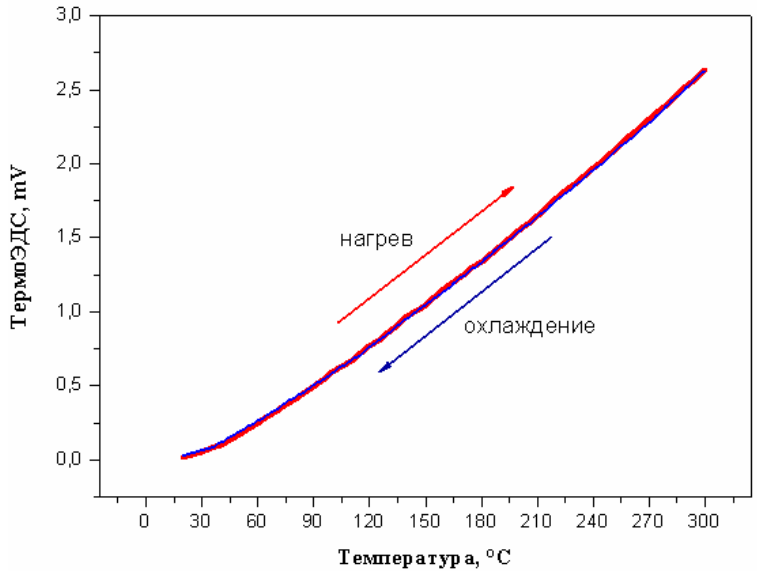


Рисунок 1 – График зависимости термоЭДС от температуры

Установлено, что в области температур обратного фазового перехода материала (до 80°С) зависимость термоЭДС нелинейно зависит от температуры. В диапазоне температур от 100 до 300°С наблюдается линейная зависимость термоЭДС от температуры, как при нагреве так и при охлаждении. При нагреве выше 300°С в аморфной ленте начинаются процессы кристаллизации, что вызывает стабилизацию значения термоЭДС.

Полученные результаты могут найти применение и в различных электронных устройствах и элементах, а также быть фундаментом для разработки термопреобразователя, который будет основываться как на термоэлектрическом явлении, так и на основных свойствах эффекта памяти формы.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗОНЫ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЙ-ТАНТАЛ (СВАРКА ВЗРЫВОМ)

Волкова А.Ю., Гринберг Б.А., Елкина О.А., Иноземцев А.В.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
Alyonka_wolf@mail.ru

Процесс сварки взрывом является крайне быстротечным и мало похожим на другие способы соединения материалов, а перемешивание в переходной зоне вблизи границы раздела является его центральной проблемой. Структура именно этой зоны определяет возможность сцепления обоих материалов.

В настоящей работе было исследовано соединение металлов алюминия и тантала, которые обладают взаимной растворимостью. Проведённое исследование является продолжением работы [1], в которой были изучены соединения металлов, не имеющих взаимной растворимости (медь-тантал, железо-серебро). На основе сопоставления данных, полученных для соединения Al-Ta, с результатами [1] выявлены сходства и различия в структуре переходной зоны в зависимости от того, существует или не существует взаимная растворимость исходных материалов.

В результате данной работы было обнаружено, что при сварке взрывом взаимопроникновение материалов осуществляется путём образования выступов, разлёта частиц и расплавления (рис. 1а). Все эти процессы происходят при сварке взрывом независимо от наличия (отсутствия) взаимной растворимости. Выступы возникают в результате бездиффузионного (из-за быстротечности сварки) выброса одного металла в другой. Они являются своего рода «гвоздями», соединяющими два разнородных металла. Разлёт частиц возникает в результате происходящей при взрыве фрагментации типа дробления (ФТД), отличной от традиционной фрагментации, которая наблюдается при интенсивных деформациях. Дробление на частицы сопровождается сильным увеличением суммарной площади их поверхности и соответственно сильным сбросом подводимой энергии. Поэтому ФТД является мощным диссипативным каналом, не требующим диффузии и потому наиболее быстротечным.

Главным отличием в переходных зонах исследуемых соединений оказалось строение зон расплавления, которое зависит от типа растворимости металлов. При наличии взаимной растворимости это истинные растворы, в её отсутствии – коллоидные растворы (эмульсия или дисперсионно упрочнённая суспензия) [1]. В зоне расплава соединения Al-Ta, металлы которого растворяются друг в друге, было обнаружено образование интерметаллической фазы Al_3Ta (рис. 1б, в, г), которая имеет тетрагональную кристаллическую решётку, пространственную группа $I4/mmm$, структурный тип Al_3Ti.

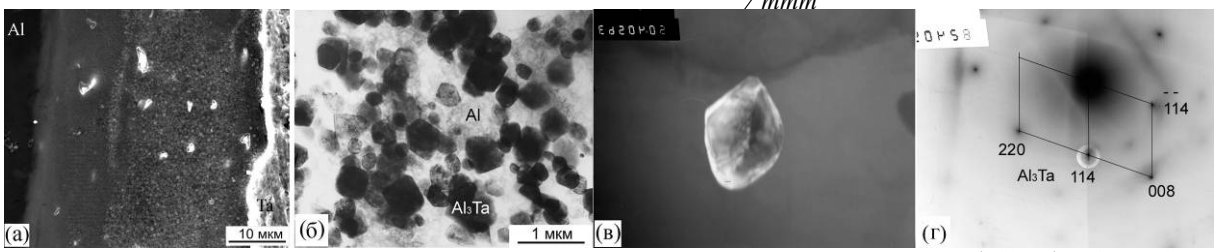


Рис. 1. Соединение алюминий-тантал: а – продольное сечение (СЭМ); б – ПЭМ изображение интерметаллических включений; в – интерметаллическая частица в Al в рефлексе (114) (тёмное поле); г – микродифракция для частицы на рис. 1в, о.з. $[\bar{1}10]$

[1] Greenberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V. et al. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu–Ta, Fe–Ag, Al–Ta) // Materials characterization. 2013. № 75. P. 51-62.

ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВОЕ ПОВЕДЕНИЕ СОСТАВНЫХ ПРУЖИН, ОДНА ИЗ КОТОРЫХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Абдрахманов С.А., Доталиева Ж.Ж.

Кыргызский государственный технический университет им. И. Раззакова, Бишкек, Кыргызстан
abdrahmanov7@rambler.ru, zh.dotalieva@gmail.com

Известно, что эффект памяти формы (ЭФП) и генерация реактивных усилий проявляются только при наличии неупругих деформаций (мартенситной природы), в связи с этим, важными этапами при проектировании конструкций, работающих за пределом упругости, являются: определение предельной нагрузки, после которой возникают неупругие деформации, в дальнейшем их будем называть фазовыми деформациями; определение величин неупругих деформаций; вопросы разгрузки и изучение остаточных деформаций; исследование реактивных усилий, возникающих в условиях воспрепятствования ее формовосстановлению.

Здесь рассматривается работа составных (последовательно и параллельно соединенных) цилиндрических витых пружин растяжения, одна из которых обладает эффектом памяти формы. При этом считается, что витые пружины, в основном, работают на кручение.

Принято, что процесс деформирования происходит изотермически в области температур существования устойчивой мартенситной фазы. В этом случае, известно, что при нагружении пружины с эффектом памяти формы неупругие деформации образуются за счет реакции «мартенсит-мартенсит». При этом значения напряжений, при которых начинают образовываться неупругие деформации, значительно меньше предела дислокационной текучести материала, а максимальная величина неупругих деформаций во много раз больше деформации соответствующей площадке текучести.

В данной работе определены величины нагрузок, после которых составные пружины переходят в неупругое состояние; значения остаточных удлинений пружин после разгрузки; вычислены значения максимальных реактивных усилий при нагреве в области температур мартенситных превращений.

На основе полученных результатов показано, что при некоторой заданной величине остаточной деформации, значение максимальной генерируемой реактивной силы, развиваемая составной пружиной, превышает значение нагрузок перед ее разгрузкой. Приведен алгоритм вычислений, по которым получены безразмерные графики, показывающие зависимость: остаточных удлинений; реактивных усилий; максимальных удлинений составных пружин от глубины зоны проникновения неупругой деформации.

[1] Абдрахманов С.А. Деформация материалов с памятью формы при термосиловом воздействии. //Бишкек «Илим», 1991.
[2] Лихачев В.А., Кузмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. –Ленинград: Изд. ЛГУ, 1987. –216 с.
[3] Абдрахманов С.А., Доталиева ЖЖ. О зависимости «нагрузка-перемещение» для цилиндрических пружин в неупругой области ее деформирования. //Вестник КНУ им. Ж. Баласагына, – Бишкек, 2012г. –С.63-65.
[4] Мовчан А.А., Мовчан И.А. Модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы в активных процессах прямого превращения и структурного перехода. - Механика композиционных материалов и конструкций. М.: 2008, том 14, №1, с 75 – 87.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ЗА СЧЕТ НАНОМОДИФИКАТОРОВ

Астафьев В.В.[1], Майков В.В.[1], Котенков П.В.[2], Бродова И.Г.[1], Уймин М.А.[1], Ширинкина И.Г.[1], Яблонских Т.И.[1], Попова Э.А.[2]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*
ibrodova@mail.ru
[2]*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург*
po.elvira@gmail.com

Целью данных исследований является разработка различных способов синтеза Al-композитов, содержащих нанопорошок карбида титана, которые являются перспективными материалами для модифицирования промышленных многокомпонентных сплавов. Для реализации данной цели были опробованы различные способы получения лигатур, включающие синтез сплавов в печах различной конструкции с последующей разливкой в изложницы и изготовление деформированных прутков путем компактирования и горячей экструзии. Порошок карбида титана получали методом механоиндуцированной самораспространяющейся реакции в вибромельнице в атмосфере аргона из промышленного порошка титана и графитовой пудры в эквиатомном соотношении (4:1 по массе). Для аттестации порошков использовали методы электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, согласно которым размеры порошка составили 5-200 нм, а параметр кубической решетки a=0,433 нм соответствовал составу TiC.

Вследствие низкой смачиваемости частиц карбида Ti расплавом Al, для однородности распределения карбидов в отливке были опробованы различные теплофизические режимы плавки и разные варианты ввода нанопорошка TiC в расплав. Последнее достигалось варьированием соотношения порошков TiC и Al в таблетках, вводимых под зеркало расплава, а также заменой таблеток на гранулы $Al_{95}(TiC)_5$, путем двойного передела через состав $Al_{30}TiC_{70}$. С целью дальнейшего совершенствования технологии синтеза композита был использован также метод обработки расплава низкочастотными колебаниями в режиме интенсивного перемешивания.

Определено, что литые модификаторы, содержащие до 2%TiC, имеют равноосную структуру с размером зерен 35-300 мкм и равномерным распределением карбидов титана размером 100-300 нм.

Модифицирующие способности наноструктурированных лигатур проверены на техническом Al, модельном сплаве Al-4,5%Cu и промышленном сплаве А-2014. Установлено, что для измельчения структуры и повышения прочностных свойств слитков достаточно добавить в сплавы 0,01-0,05%Ti. Проведено сравнение эффекта модифицирования наноструктурированной лигатурой и лигатурой Al-3%Ti. Показано, что введение титана с помощью наноструктурированной лигатуры в сплав Al-4%Cu оказывает влияние на кинетику распада твердого раствора и вдвое сокращает время его старения для достижения максимальной твердости. Методом ПЭМ установлено, что добавка Ti в количестве менее 0,02% приводит к появлению, наряду с упрочняющей фазой θ’, дисперсоидов Al_3Ti, размеры которых не превышают 10-15 нм даже при нагреве в течение 30 часов при t=200^{o}C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (проект №12-М-23-2031).

СТРУКТУРА ПЛАКИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИЙ «АЗОТИСТЫЙ АУСТЕНИТ – КОНСТРУКЦИОННАЯ СТАЛЬ»

Катаева Н.В.[1], Сагарадзе В.В.[1], Филиппов Ю.И.[1], Мушникова С.Ю.[2], Харьков О.А.[2], Калинин Г.Ю.[2], Ямпольский В.Д.[2]

[1]ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
kataeva@imp.uran.ru
[2]ЦНИИКМ «Прометей», Санкт - Петербург, Россия

При создании плакированных покрытий «нержавеющая азотистая сталь - конструкционная сталь» существенное внимание должно уделяться месту контакта двух слоев, где имеется повышенная вероятность накопления дефектов и напряжения.

Проведено комплексное исследование (световая и электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ, дюрометрия) структуры и свойств плакировочного слоя (аустенитная сталь) и материала подложки (высокопрочная корпусная сталь).

Получено практически бездефектное соединение контактирующих металлических слоев при плакировании лабораторных образцов корпусной стали 10Н3ХДМБФ азотсодержащей аустенитной сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ с использованием следующих режимов обработки: горячая прокатка двухслойного пакета, перекрестная наплавка аустенита, однонаправленная наплавка аустенита и горячая прокатка, сварка двухслойного пакета взрывом с последующей горячей прокаткой. Прочность соединения плакирующего слоя и корпусной стали при испытании на сдвиг до разрушения почти во всех случаях оказалась достаточно высокой: $\sigma_{сд}$= 437-520 МПа.

Между основным и плакирующим материалами обнаружено формирование промежуточного слоя толщиной до 25 до 250 мкм с изменяющейся концентрацией хрома (в мас.%) от 20 до 0.6 марганца - от 11 до 0.6 и никеля - от 6 до 3 при всех режимах плакирования и окончательной термообработки, за исключением сварки взрывом (без последующей горячей прокатки). Образование промежуточного слоя с измененным химическим составом связано с возможным перемешиванием расплавленного металла высоколегированной аустенитной стали и среднелегированной корпусной стали при осуществлении наплавки и с развитием взаимной диффузии легирующих элементов в контактирующих слоях как в жидком состоянии, так и в твердом состоянии при горячей прокатке (1200 °С). В тонком концентрационно-неоднородном промежуточном слое плакированного металла обнаружено образование мартенсита, что может способствовать появлению трещин и обусловливает необходимость осуществления дополнительного отпуска для снятия внутренних напряжений или иной обработки, благоприятной для получения оптимальных структур в основном металле и плакирующем аустенитном слое.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной поддержке РАН (проекты № 12-П-2-1043, № 12-2-2-006-Арктика, № 13-2-015-ПРО).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ

Зубков А.И., Ильинский А.И., Соболь О.В., Зозуля Э.В., Бармин А.Е., Луценко Е.В.

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

В паровой фазе на атомарном и молекулярном уровнях можно получать гомогенные смеси любых веществ, в том числе таких, которые не взаимодействуют в равновесных условиях ни в жидком, ни в твердом состояниях. Кристаллизация таких паровых смесей на твердых подложках в вакууме происходит с высокими скоростями охлаждения достигающими ~ 10^9 град/сек. Эти главные факторы позволяют получать в виде пленок, порошков, покрытий, а в последнее время и листовых материалов миллиметровой размерности металлические конденсаты с широким спектром структурных состояний; аномальные пересыщенные твердые растворы, композиты с различной геометрией составляющих компонентов и т.д. Примером таких объектов служат бинарные системы Cu - Al_2O_3, W, Mo; Fe - W.

Исследование этих материалов [1-3] показали, что они обладают высокими механическими и электрофизическими свойствами стабильными в широком интервале температур. Например, предел прочности конденсатов Cu - 1 об. % Al_2O_3 после отжига 900°С сохраняется на уровне 0,6 ГПа при электропроводности составляющей 85% от чистой меди. В псевдосплавах Cu - 1 ат. % Mo (W) исходный размер зерна медной матрицы (~ 200 нм) сохраняется при температуре 900°С в течении нескольких часов. При этом временный предел прочности и электропроводность составляют ~ 900 МПа и ~ 70% от чистой меди соответственно. Легирование железа вольфрамом в количестве 0,8 ат. % приводит к формированию наноструктуры со средним размером зерна около 50 нм и твердостью 5,5 ГПа. Такой уровень твердости достигается в сплавах Fe - W металлургического происхождения примерно при 14 ат. % W. Микрокристаллические конденсаты Fe – W имеют высокую термическую стабильность - рекристаллизация начинается при ~900°С, что на 250 - 300°С превышает температуру рекристаллизации металлургических сплавов с аналогичным содержанием вольфрама и тем более наноструктурных сплавов на основе железа.

В работе обсуждаются взаимосвязь технологических условий получения со структурными состояниями и свойствами объектов исследований. Анализируются факторы, способствующие эффективному снижению зерна матричного металла до нанометровой размерности. Оцениваются вклады зернограничного и дисперсного упрочнения в достигаемый уровень механических свойств.

[1] Zozulya E.V., Il'inskii A.I., Kolupaev I.N. Structure and electrical resistance of dispersion-strengthened vacuum-deposited Cu–Al_2O_3 nanocomposites // The Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 111. – №. 2. – P. 155-157.

[2] Barmin A.E., Zubkov A.I., Il'inskii A.I. Structural features of the vacuum condensates of iron alloyed with tungsten // Functional Materials 2012 – Vol. 19, №2. – P. 256-259.

[3] Зубков А.И., Панова Ю.В. Структура и прочность нанофазных конденсатов Cu-Mo // Вестник Национального технического университета «ХПИ» Сборник трудов. Тематический выпуск: Новые решения в современных технологиях. Харьков НТУ «ХПИ» 2011.-№24.- С. 93-98.

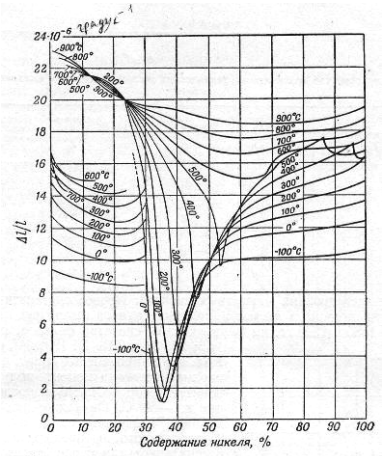
РЕГУЛИРОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В Fe-Ni- АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Валиуллин А.И., Казанцев В.А.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, С.Ковалевской,18,
zavali@imp.uran.ru

На метастабильном аустенитном сплаве железа с 31,3 мас.% никеля (Н31) показана возможность формирования концентрационной неоднородности по никелю в мелкозернистом аустените в результате α→γ превращения при условии предварительного образования обогащенной никелем промежуточной нанокристаллической γ-фазы. Оценены значения коэффициентов термического расширения (КТР) при -100…300°С в концентрационно неоднородном сплаве Н31 после различных термических обработок. Выяснены условия регулирования КТР в широких пределах.

Возможность регулирования КТР Fe-Ni аустенита обусловлена происходящим при медленном нагреве диффузионным расслоением сплава по никелю. В работе [1] показано, что относительно быстрое «расслоение» на обедненную и обогащенную никелем составляющие происходит при отжиге в течение десятка часов в сплавах, находящихся в исходном α-мартенситом состоянии. Выдержки в течение сотен и тысяч часов железо-никелевых сплавов при этих же температурах (300 -500° С) в аустенитном γ-состоянии практически не вызывают ни перераспределения никеля, ни диффузионного распада в соответствии с диаграммой равновесия Fe—Ni.



Фиг. 102. Коэффициент термического расширения при различных температурах (см. также фиг. 439).

Как с помощью этого явления можно регулировать КТР, легко понять из рисунка [2], где приведены КТР сплавов Fe-Ni в зависимости от состава, при различных температурах. Если, например, сплав Fe-36%Ni расслоится на составляющие 50% Н31 и 50% Н41, то КТР сплава при 0^0С изменится от $1*10^{-6}$ до $5*10^{-6}$ $К^{-1}$. Однако Н36 не переходит в альфа-состояние при охлаждении в жидком азоте. Нами исследован близкий состав Н31.3, переходящий в альфа-состояние в жидком азоте. В таблице приведены значения КТР после различных обработок.

№	Обработка	-50°С	0°С	(0-50°С)	(20-50°С)
1	Закалка на аустенит	2,7	3,9	3,3	3,7
2	α→γ при МН 360+П 600	3,5	5,0	4,2	4,7
3	МН 400+П 600	4,8	6,0	5,4	5,9
4	МН 430+П 600	8,0	9,0	8,5	8,8
5	МН 450+П 600	10,2	12,0	11,1	11,1
6	МН 470+П 600	11,0	11,8	11,4	11,4
7	МН 490+П 600	11,5	12,7	12,1	12,2

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 12-03-00013а).

[1] Сагарадзе В.В, Шабашов В.А. Причины активного низкотемпературного перераспределения никеля в железо-никелевых сплавах. ФММ. 1984. Т.57. В.6. С.1166-1171.
[2] Бозорт, Ферромагнетизм, 1956.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ ε -МАРТЕНСИТА И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В Mn-Cr-V-C АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Афанасьев С.В., Катаева Н.В., Сагарадзе В.В., Волкова Е.Г.

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

Эффект памяти формы (до 2,5-3%) реализуется в стареющих аустенитных метастабильных Mn-V-C сталях с карбидным старением в результате предварительного γ→ε превращения при холодной деформации и последующего обратимого ε→γ превращения при нагреве. В стареющих сталях типа 40Г20С2Ф2 с равномерно распределенными нанокарбидами VC малая деформация (до 5%) осуществляется, в основном, за счет перемещения частичных дислокаций, формирования и упорядочения дефектов упаковки с образованием до 70-90% ε-фазы.

Показано, что близкий по величине ЭПФ (до 2-2,5%) можно обеспечить в Mn-V-C сталях, находящихся в ε-мартенситном состоянии. При этом не требуется развития предварительного γ→ε превращения при холодной деформации, а необходимо сдвиговое передвойникование ε-мартенситной структуры в процессе холодной деформации. При этом можно многократно загибать и разгибать образцы, что приводить к «запоминанию» последнего изгиба без проведения какой-либо промежуточной закалки из аустенитной области. Восстановление формы образца, существовавшей до последнего изгиба, происходит при нагреве до 400^0С в результате превращения передвойникованного ε-мартенсита в аустенитную фазу. С увеличением числа циклов «загиба-разгиба» величина ЭПФ несколько уменьшается. Исходный ε-мартенсит деформации можно получать на плоском образце с помощью предварительной прокатки, растяжения или охлаждения (ниже $M_н$) испытуемого образца. ЭПФ в этих образцах реализуется, в частности, при холодной деформации изгибом с последующей обратимой деформацией при нагреве.

Представляет значительный интерес получить эффект памяти формы на стареющих нержавеющих сталях. В табл. 1 представлены нержавеющие стали, которые подвергались дестабилизирующему карбидному старению по отношению к последующему γ→ ε превращению при холодной деформации. На этих аустенитных нержавеющих Cr-Mn-V-C сталях с 9 - 14 мас. % хрома и различным содержанием углерода, ванадия и марганца показано влияние старения при 720°С на изменение величины обратимой деформации при ε → γ превращении в процессе нагрева.

Дестабилизирующее старение нержавеющих сталей при 720°С в течение 6 часов приводит к обратимой деформации 1,14 - 2,56 % при исходной холодной деформации ~ 3 %. Полученные значения ЭПФ меньше, чем в дисперсионно-твердеющих сталях типа 45Г18С2Ф2, что связано с неоптимальной обработкой и составами исследованных нержавеющих сталей.

Обратимая деформация (ε,%) в нержавеющих сталях,
дестабилизированных старением (720 °С, 6 ч).

Сталь	ε, %
25Х9Г15С4Ф1	2,56
45Х12Г12С2Ф2	1,20
20Х13,5Г15С4Ф1	1,40
45Х14Г16С2Ф2	1,14

Работа выполнена при поддержки Президиума РАН (проект 12-П-2-1043).

ОСОБЕННОСТЬ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В СТЕРЖНЯХ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Ибрагимов Р.Ш.

КНУ им. Ж. Баласагына, Бишкек, Кыргызстан
ibragimov_rahman@rambler.ru

В стержнях из различных материалов, независимо от их механизма, контролирующего деформацию, с фиксированной деформацией, текут релаксационные процессы вызывающие понижение напряжений. Наиболее подробно изучены релаксационные процессы в материалах с дислокационным механизмом деформации и для них установлена закономерность течения явления [1]. Целью данной работы является установить закономерность релаксационного процесса в стержнях из никелида титана, где деформация контролируется термоупругим мартенситным превращением.

В настоящей работе изучена релаксация напряжений в стержнях (ø 10^{-3} м) из эквиатомного никелида титана, отожженных при Т=500°С. Изучение релаксационных процессов в стержнях проведено статическим методом, путем их заневоливания на кольцах, в мартенситном состоянии ($T_{исп}$=17-20°С). Зная радиусы кривизны стержня, в заневоленном состоянии и после его освобождения в момент времени *t*, рассчитано напряжение в заневоленном стержне перед разгрузкой, таким же образом как в работе[1]. На рис. 1 показаны графики изменения напряжения на внешних растянутых волокнах в изогнутых и заневоленных стержнях в зависимости от времени заневоливания и деформации заневоливания в полулогарифмической координатной системе *σ–lgt*. Кривые не выпрямляются и в двойной логарифмической координате *lgσ–lgt*. С увеличением начального напряжения релаксационный процесс течет интенсивнее. Независимо от начального напряжения, через ~10^5 *с* после начала испытания, релаксационные процессы завершаются.

Экспериментально полученные релаксационные кривые никелида титана удовлетворительно описываются гиперболической функцией $\sigma(t) = \frac{(\sigma_0 - \sigma_{мин})}{(t/t_0+1)^b} + \sigma_{мин}$.

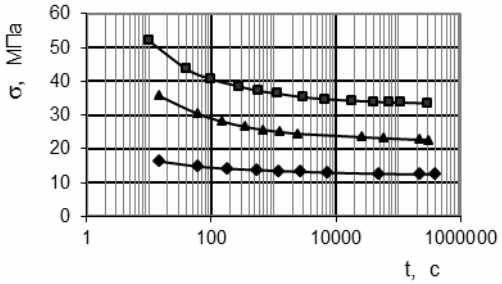


Рис. 1

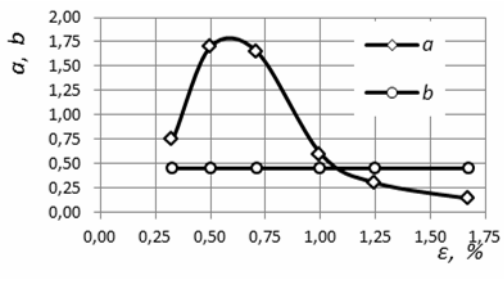


Рис. 1

Здесь, σ_o – максимальное напряжение при t = 0, $\sigma_{мин}$ – минимальное напряжение при $t \geq 10^5$ с, *a* и *b*–константы определяемые заданной деформацией, структурным состоянием стержня, температурой испытания и т.д. Изменение константы *a* и *b* в зависимости от заданной деформации показаны на рис. 2.

Все стержни, испытанные на релаксации напряжений, при нагреве выше температурного интервала обратного мартенситного превращения полностью восстанавливают исходную прямолинейную форму. Это подтверждает, что механизмом деформации в процессе релаксации напряжений является мартенситно-мартенситное превращение.

Таким образом, в никелиде титана, где деформация контролируется мартенситно-мартенситным превращенем, закономерность релаксационного процесса описывается гиперболической функцией.

[1] Зубов В.Я., Грачев С.В. Структура и свойства пружинной ленты. –М. Металлургия. 1964. -224 с.

СЕКЦИЯ 4

ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ РАДИАЦИОННОМ И ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Сагарадзе В.В.

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

Большинство исследований по интенсивной холодной деформации посвящено вопросам наноструктурирования сталей и сплавов, а также анализу бездиффузионных мартенситных превращений, которые могут развиваться при 100-300К и ниже. Объемная диффузия, диффузия по дислокациям и границам зерен атомов железа и элементов замещения в сталях при таких низких температурах не происходит. Однако реализовать развитие диффузионных процессов в сталях при 300К можно, если искусственно вводить точечные дефекты, например, в процессе облучения быстрыми нейтронами. Фазовые превращения в сплавах при интенсивном деформационном воздействии и облучении высокоэнергетическими частицами (нейтронами, электронами и ионами) имеют некоторую аналогию, так как в обоих случаях образуется большое количество точечных дефектов, способствующих развитию нормальных и аномальных диффузионных процессов при пониженных температурах. Ранее было показано, что в процессе облучения быстрыми нейтронами Fe-Cr-Ni сплавов имеет место образование и миграция точечных дефектов на стоки (границы зерен или субзерен), что приводит к обогащению приграничных участков никелем. Нами впервые [1] было обнаружено диффузионное перераспределение никеля в сплаве Fe-12Cr-30Ni с обогащением никелем (до 50%) границ вновь образовавшихся при интенсивной деформации нанозерен и фрагментов.

В процессе нейтронного облучения при 340К в реакторе ИВВ-2М имеет место растворение мелких частиц Ni_3Ti, Ni_3Al, Ni_3Si в каскадах смещения в аустенитной матрице. При сильной холодной (300К) деформации ($\varepsilon \sim 6$) также обнаружено [2] растворение частиц Ni_3Ti (Al, Si, Zr) в аустените. Как показали расчеты, растворение интерметаллидов Ni_3Ti в аустенитной Fe-Ni-Ti матрице при холодной деформации может происходить при деформационно-индуцированном переводе атомов Ni и Ti в междоузельные положения и их дрейфе в поле напряжения движущихся дислокаций с энергией активации 0,2-0,3 Эв.

Исследования аномального низкотемпературного деформационно-индуцированного растворения оксидов Fe_2O_3 и Y_2O_3 в стальной матрице при механическом легировании позволили определить новые пути получения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) жаропрочных реакторных сталей. При использовании для упрочнения специальных труднорастворимых карбидов удается существенно повысить износостойкость дисперсионно-твердеющих аустенитных сталей.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной поддержке РФФИ (проект № 11-02-00224) и УрО РАН (проекты № 12-П-2-1043, 12-М-23-2031).

[1] Завалишин В.А., Дерягин А.И., Сагарадзе В.В. ФММ, 1993, т. 75, № 2, с. 90-99.
[2] Сагарадзе В.В. МиТОМ, 2008, 9 (639), с. 19-27.

ДЕЙСТВИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Беляев С.П.[1,2], Реснина Н.Н.[2], Коноплева Р.Ф.[1], Чеканов В.А.[1], Накин А.В.[1]

[1]НИЦ КИ Петербургский институт ядерной физики, Гатчина, Россия
[2]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
spb@pnpi.spb.ru

Работа посвящена исследованию влияния нейтронного облучения на структуру и мартенситные превращения в аморфно-кристаллических сплавах с памятью формы. Объектом исследования служили сплавы $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ аморфизованные сверхбыстрой закалкой из расплава. Образцы подвергали облучению быстрыми нейтронами (E > 0,1 МэВ) при температуре 60 ^oC в реакторе ВВР-М Петербургского института ядерной физики различным флюенсом от $3\cdot10^{17}$ до $4\cdot10^{19}$ $см^{-2}$. Структура облучаемых образцов была как аморфная, так и аморфно-кристаллическая с различной долей кристаллической фазы. Аморфно-кристаллические образцы были получены методом контролируемой кристаллизации из аморфного состояния. Цель работы заключалась в исследовании влияния нейтронного облучения на характер кристаллизации при нагревании аморфных образцов, а также на термоупругие мартенситные превращения в аморфно-кристаллических сплавах, и в сплавах, закристаллизованных после облучения. Структуру сплавов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии, а кинетику кристаллизации и мартенситные превращения – методами дифференциальной сканирующей калориметрии и измерением электросопротивления.

Просвечивающая электронная микроскопия показала, что в аморфно-кристаллических сплавах сферические кристаллические зерна размером от нескольких десятков до сотен нанометров внедрены в аморфную матрицу. В сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ в этих зернах при охлаждении и нагревании происходит B2 $\leftrightarrow$ B19' мартенситное превращение, а в сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ - B2 $\leftrightarrow$ B19 переход.

Установлено, что удельное электросопротивление и кинетика мартенситных переходов не меняются при облучении флюенсом $1\cdot10^{19}$ $см^{-2}$ образцов сплавов $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ с различной объемной долей кристаллической фазы (от 0 до 100 %). Это обусловлено малыми размерами кристаллических зерен, не превышающими несколько сотен нанометров.

Показано, что нейтронное облучение аморфных образцов приводит к существенному изменению кинетики кристаллизации в исследованных сплавах. Так, например, для сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ температура начала кристаллизации уменьшается от 462 ^oC в необлученном состоянии до 443 ^oC после облучения флюенсом нейтронов $1\cdot10^{19}$ $см^{-2}$, а энтальпия кристаллизации при этом снижается от 40 Дж/г до 29,5 Дж/г. Однако дальнейшее увеличение дозы облучения до $4\cdot10^{19}$ $см^{-2}$ приводит к резкому возрастанию температуры кристаллизации до 472 ^oC и энтальпии до 109 Дж/г. Полученные результаты объясняются развитием в аморфном сплаве при облучении двух процессов: радиационно стимулированным ростом кристаллических кластеров и их последующей аморфизацией с уменьшением степени дальнего и ближнего атомного порядка.

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ КАК ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЙ ИНСТРУМЕНТ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

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

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

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы, полученные деформационными методами, такими как кручение под квазигидростатическим давлением (КГД), равноканальное угловое прессование (РКУП), характеризуются наличием неравновесных границ зерен, содержащих внесенные при деформации дислокации и являющихся источниками дальнодействующих внутренних напряжений. При этом УМЗ материалы обладают существенно более высокой прочностью, но пониженной пластичностью по сравнению с крупнозернистыми материалами. Одним из наиболее часто используемых способов повышения пластичности является отжиг. Однако при отжиге теряется значительная часть достигнутой при измельчении зерен прочности, поэтому актуален поиск дополнительных способов воздействия на микроструктуру УМЗ материалов с целью релаксации внутренних напряжений.

Одним из таких способов является воздействие ультразвуком умеренной амплитуды, которое повышает подвижность дислокаций, приводит к усовершенствованию структуры сильно деформированных металлов и тем самым повышает способность материала к упрочнению путем накопления новых дислокаций. Следует ожидать поэтому, что ультразвуковая обработка (УЗО) способна повысить пластичность УМЗ материалов.

В настоящей работе предлагается модель релаксации неравновесной структуры УМЗ материалов, основанная на молекулярно-динамическом моделировании и дислокационном анализе. В частности, показано, что воздействие ультразвука может способствовать релаксации стыковых дисклинаций, которые являются характерными элементами неравновесной структуры границ зерен деформированных металлов.

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния УЗО на микроструктуру и ее термическую стабильность в наноструктурном никеле, полученном методом КГД, а также на механические свойства УМЗ никеля, полученного методом РКУП. Эти результаты демонстрируют, что, действительно, УЗО может приводить к релаксации внутренних напряжений в УМЗ материалах, полученных методами КГД и РКУП, 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 НП-2 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, оптимальным подбором амплитуды ультразвука можно достичь существенного одновременного повышения и пластичности, и прочности УМЗ материалов.

СТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

Столяров В.В.

ИМАШ РАН, Москва, Россия
vlstol@mail.ru

Одним из подходов к увеличению технологических и эксплуатационных свойств материалов является метод, основанный на пластической деформации с одновременным воздействием электрического тока. Недавно было показано, что данный метод не только влияет на деформируемость металлических материалов, но и при определенных условиях обеспечивает в них формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [1, 2]. Важным аспектом при этом остается исследование влияния структурно-фазового состояния исходного материала, режимов деформации и тока на деформируемость, деформационное упрочнение и эволюцию микроструктуры. Цель данной работы выявить особенности структуры и деформационного поведения при воздействии импульсного тока в материалах различной природы: одно- и двухфазных твердых растворах, интерметаллиде, дисперсионно-стареющих сплавах.

Исследования были выполнены методом холодной прокатки с импульсным током плотностью 10-400 А/мм^2 на чистом титане в крупнозернистом и УМЗ ВТ1-0, сплаве с памятью формы TiNi, двухфазном сплаве ВТ6, сверхпроводнике NbTi, алюминиевых сплавах систем Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg.

Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на деформируемость, возможность формирования наноструктуры и повышения прочностных характеристик. В эвтектических алюминиевых сплавах увеличение плотности тока напротив может способствовать ускоренному разрушению. Во всех материалах деформация с током приводит к упрочнению, однако в сплавах с фазовым превращением или с УМЗ структурой в зависимости от степени деформации может наблюдаться также разупрочнение, вызванное динамической рекристаллизацией. Методом DSC обнаружено восстановление прямого мартенситного превращения в TiNi при охлаждении, которое в отсутствие тока в деформированном без тока сплаве обычно подавляется.

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

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты №13-08-12222_офи_м и 12-02-00101_а и Минобрнауки, контракт РК14.513.11.0047.

[1] Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Физика и техника высоких давлений, **4,** 16, с.64 (2006).

[2] Бродова И.Г., Столяров В.В., Астафьев В.В., Ширинкина И.Г., Яблонских Т.И., Потапова А.А., Эволюция структуры алюминиевого сплава АД33 в процессе прокатки с током. Фундаментальные проблемы современного материаловедения, В 2-х т. / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «СибГИУ». Т. 2. 2013. – 273 с. т.2, с.21-28.

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С НАНЕНСЕННЫМ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ

Быков П.В., Воробьёв В.Л., Баянкин В.Я.

ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
less@ftiudm.ru

Одним из направлений в современном машиностроении является поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей и сплавов для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Одним из методов, активно развивающимся в настоящее время, является ионно-лучевое и ионно-плазменное легирование поверхности. Целенаправленно выбирая легирующий элемент и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение пределов прочности и текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивления коррозии и износостойкости и т.п. [1-4]. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [3]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки поверхности приводит к деградации свойств материала основы вследствие высоких температур, при которых осуществляется подобное воздействие.

При трении процесс разрушения локализован в поверхностных слоях материала. Поэтому с появлением новых технологий, осуществляющих воздействие на поверхность, встала задача их эффективного применения для поверхностного упрочнения деталей машин [5]. К таким способам относятся различные процессы нанесения покрытий. Совмещение процесса ионной имплантации с нанесением покрытий может увеличить толщину упрочненного слоя и его физико-механические и эксплуатационные свойства [6].

В данной работе исследовано влияние облучения ионами аргона в диапазоне доз 10^{16} - 10^{18} ион/см^2 с энергией 40 кэВ, плотность тока ионов 278 мкА/см^2 на формирование состава поверхностных слоев, изменение морфологии и механических свойств (микротвердость, циклическая долговечность и износостойкость) углеродистой стали Ст3 с нанесенным ионно-плазменным покрытием $Ni_{80}Cr_{20}$. Показано, что облучение с дозами 10^{17} и 10^{18} ион/см^2 приводит к формированию слоя состоящего из никеля, хрома и железа. Наиболее оптимальными режимами обработки для улучшения износостойкости является облучение дозами 10^{16} и $5\cdot10^{17}$ ион/см^2.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН №12-П-2-1040 и гранта РФФИ № 11-08-00559

[1] Воробьёв В.Л., Быков П.В., Баянкин В.Я. // ФММ. 2012. Т.113. №.11. С.1153 – 1159.
[2] Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. // Металлы. 1995. № 4. С. 98 – 129.
[3] Диденко А. Н., и др. // ФизХОМ. 1991. №5. С. 14 – 23.
[4] Бондаренко Г.Г., Михайлов В.В. // Перспективные материалы. 1998. №5. С.77 – 80.
[5] Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1990. 306 с.
[6] Костюк Г.И., Бруяка О.О., Кот Н.И. // Вести АИНУ. 2009. №1(38). С. 25 – 28.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СТ3 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДОЗЫ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ХРОМА

Воробьев В.Л., Быков П.В., Баянкин В.Я.

ФГБУ науки Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
Vasily_L.84@mail.ru

Эксплуатационные характеристики металлов и сплавов, к числу которых относится усталостная прочность, износостойкость, коррозионная и эрозионная стойкость, трещиностойкость в условиях коррозионной усталости и ряд других свойств, определяются структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев. Соответственно, эксплуатационные свойства металлов и сплавов можно значительно улучшить посредством поверхностной модификации. Представляется перспективным использование в качестве метода поверхностной обработки – имплантационного метода [1, 2]. Данный метод позволяет в десятки раз сократить время и температуру воздействия на материал, производить селективную обработку отдельных участков детали, а также имеется возможность автоматизировать процесс обработки. Кроме того, поверхностное упрочнение низколегированных углеродистых сталей – одно из направлений в современном машиностроении. Несмотря на многочисленные исследования в этом направлении многие фундаментальные и технические вопросы, относящиеся к эксплуатационным обработкам металлов и сплавов остаются неразработанными ввиду многообразия факторов, влияющих на изменение структуры и свойств при обработке ионным пучком. А в зависимости от режимов воздействия могут быть получены, как позитивные, так и негативные эффекты воздействия на свойства материалов. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияние дозы импульсного облучения ионами хрома на изменение механических свойств углеродистой стали Ст3.

Импульсное облучение ионами хрома производили с энергией 30 кэВ, плотностью тока в импульсе 0,8 мА/см^2, частотой следования импульсов 25 Гц, длительностью импульса 0,4 мс. Доза облучения варьировалась от 10^{16} до $5\cdot10^{17}$ ион/см^2. Выявлены изменения усталостной прочности и твердости поверхностных слоев углеродистой стали в зависимости от дозы импульсного облучения. Обсуждаются закономерности формирования элементного и структурно-фазового состояния поверхностных слоев, а также морфологии поверхности с возрастанием дозы облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программ Президиума РАН (№12-П-2-1040 и №12-П-2-1013) и гранта РФФИ (№11-08-00559).

[1] Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. Закономерности и механизмы износа феррито-перлитной стали, имплантированной ионами молибдена // Трение и износ. 2002. Т. 23. № 5. С. 529–536.

[2] Шулов В.А. и др. Усталостная прочность металлов и сплавов, подвергнутых ионно-лучевой обработке // Физика и химия обработки материалов, 2004, №4, С. 17 – 26.

ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СТАЛЕЙ 12Х1МФ И 30ХГСН2А, ПОДВЕРГНУТЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЮ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПУЧКОМ ИОНОВ Zr^+

Панин С.В.[1,2], Власов И.В.[1,2], Сергеев В.П.[1,2], Сунгатулин А.Р.[1], Нейфельд В.В.[1], Калашников М.П.[1], Овечкин Б.Б.[2], Богданов О.А.[2], Панин В.Е.[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]Томский политехнический университет, Томск, Россия

Проблема изучения и прогнозирования усталостного разрушения сохраняет актуальность и содержит ряд нерешенных научных и практических задач. Эффективным путём повышения прочности и износостойкости деталей машин является наноструктурирование поверхностного слоя. В последнее время с использованием ионных источников реализованы режимы наноструктурирования поверхностного слоя, позволяющие получать слои на поверхности, толщина которых в несколько раз выше, чем при получении с помощью ионной имплантации по традиционно используемым режимам. Исследования влияния таких слоев на усталостную прочность образцов конструкционных и жаропрочных сталей представляет особый интерес, в том числе, по причине важной роли поверхности в зарождении и развитие усталостных трещин. Целью работы являлось исследование влияния наноструктурирования поверхностного слоя сталей 12Х1МФ и 30ХГСН2А ионами Zr^+ на повышение ее усталостной долговечности.

В качестве материала исследования была выбрана жаропрочная сталь, предназначенная для работы при высоких температурах и испытывающая во время эксплуатации влияние циклических нагрузок. Выбор материала обусловлен тем, что данная сталь не испытывает структурных изменений при температуре, при которой происходит процесс наноструктурирования поверхностного слоя ионным пучком. Кроме того, сталь 12Х1МФ является достаточно вязкой, поэтому исследование процессов локализованной деформации и разрушения в условиях приложения циклической нагрузки должно обеспечить большую наглядность при меньшей скорости протекания деформационных процессов. Другим объектом исследований стала высокопрочная сталь 30ХГСН2А.

Обработка поверхности образцов проводилась ионно-дуговой имплантацией цирконием на установке УВН-0,2 «Квант».

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифракции выявлено, что в результате обработки, поверхностный слой образцов приобретает наноструктурное состояние. Показано наличие интерметаллидных и карбидных включении образующихся после обработки. Для изучения процессов усталостного разрушения проведены испытания на циклическое растяжение и циклический знакопеременный изгиб, по результатам которых выявлено повышение усталостной долговечности у образцов после обработки в 2-3 раза.

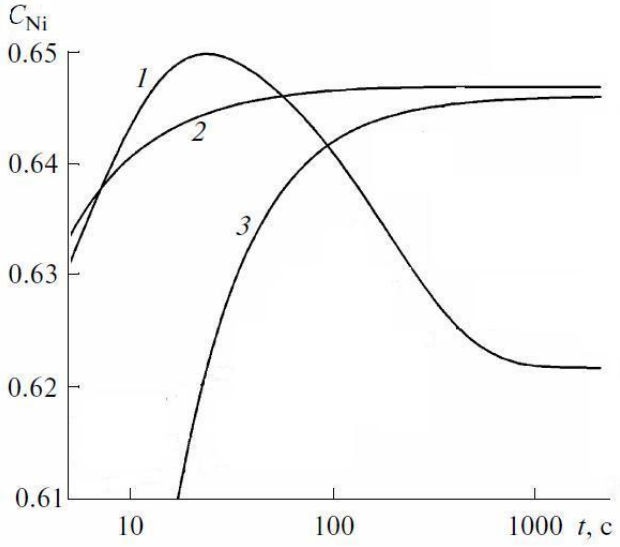
Показано, что в результате использованной обработки при испытаниях на статическое растяжение повышается предел текучести; одновременно снижается пластичность (степень удлинения до разрушения) стали. С помощью оптической и растровой электронной микроскопии показано различие в формировании деформационного рельефа модифицированного поверхностного слоя по сравнению с образцами без обработки. Рассмотрено развитие деформационного рельефа при различной величине циклической деформации образцов в состоянии поставки и после наноструктурирования на качественном и количественном уровне.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЕГРЕГАЦИИ В СПЛАВЕ Fe–Cr–Ni ПРИ СИЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

Кузнецов А.Р., Стариков С.А., Сагарадзе В.В., Горностырев Ю.Н.

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

Известно, что сегрегация примеси на границах зерен (ГЗ) влияет на механические свойства сплавов, такие как пластичность и ползучесть. Сегрегации Ni на ГЗ, стимулированные облучением или пластической деформацией, исследованы [1-2] в рамках модели, учитывающей рождение точечных дефектов, их взаимную рекомбинацию и поглощение на ГЗ. Сегрегационные процессы развиваются по механизму обратного эффекта Киркендала в результате стока образующихся в процессе облучения или деформации точечных дефектов (вакансии и междоузельные атомы) на ГЗ. В результате моделирования показано, что при высокой скорости генерации точечных дефектов и в определенной области температур достижению стационарного состояния может предшествовать стадия “быстрой” сегрегации (см. кривую 1 на рис.), на которой концентрация Ni на ГЗ достигает максимального значения. Такой режим образования сегрегаций может приводить к аномальному обогащению ГЗ как при облучении, так и в условиях интенсивной деформации (холодная прокатка, равноканальное угловое прессование). В последнем случае сегрегации наследуются после прекращения деформирования, поскольку интенсивная пластическая деформации осуществляется при невысоких температурах, когда обычная термическая диффузия затруднена. Полученные выводы подтверждается существующими экспериментальными данными для стали Х12Н30.



Работа выполнена по теме «Структура» и в рамках Программы Президиума РАН (проект 12-П-2-1043).

[1] С.А. Стариков, А.Р. Кузнецов, В.В. Сагарадзе, Ю.Н. Горностырев, В.А. Печенкин, И.А. Степанов. ФММ, 2012, т. 113, № 3, с. 255-260.

[2] С.А. Стариков, А.Р. Кузнецов, В.В. Сагарадзе, Ю. Н. Горностырев, В.А. Печенкин, И.А. Степанов. В сб. Тез. докл. IX Международного Уральского Семинара «Радиационная физика металлов и сплавов», Кыштым, 2011, с. 19.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В КРИСТАЛЛАХ GaAs ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КОГЕРЕНТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Бойцова М.В., Кузнецов П.М.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
MVBoitsova@mail.ru

Несмотря на то, что в настоящее время основная масса дискретных полупроводниковых приборов и интегральных схем изготавливается на основе кремния (Si), большое количество научных исследований и публикаций в области полупроводников и полупроводниковых приборов посвящено исследованию арсенид галлиевых (GaAs) пластин, используемых в качестве подложек.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: определение распределения температуры по времени и глубине образца GaAs, подвергнутого лазерному облучению, методом компьютерного моделирования.

Моделирование производилось в среде Comsol Multiphysics 4.3b. Все входящие параметры оставались реальными.

Используемая в программе, система уравнений выглядит следующим образом:

$\rho\frac{\partial h}{\partial t} = \nabla(k\nabla T)$ – уравнение теплопроводности.

$$h = \begin{cases} \int cdT, T \le T_m \\ \int cdT + (1 - f_s)\Delta h_f, T = T_m \\ \int cdT + \Delta h_f, T > T_m \end{cases},$$

где h – энтальпия, k – коэффициент теплопроводности, T – температура, c – удельная теплоемкость, T_m – температура плавления, f_s – твердая часть системы ($f_s = \frac{T_{liq} - T}{T_{liq} - T_{sol}}$).

В ходе компьютерного моделирования были получены следующие зависимости, представленные на рисунках 1–2.

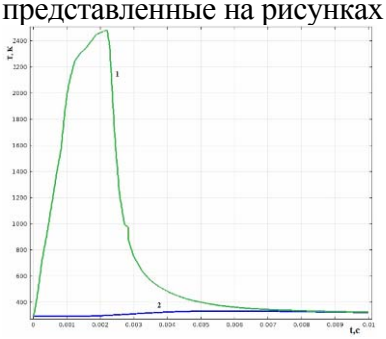


Рис. 1. Зависимость температуры в центре кратера от времени на пластине GaAs: 1 – лицевая, 2 – обратная сторона.

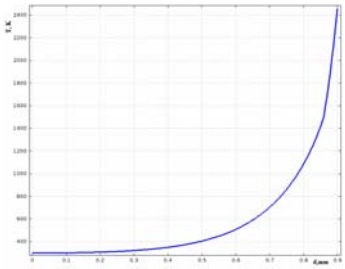


Рис. 2. Зависимость распределения температуры от нижнего края пластины GaAs к верхнему.

Результат моделирования представлен на рис. 1. Видно, что начало плавления лицевой поверхности происходит через ~ 0,1 мс после начала облучения. Максимальная температура достигается через ~ 2,3 мс после начала облучения и составляет около 2500 К. Далее происходит остывание образца до температуры плавления (= 1238 ^{o}C,) за ~ 2,5 мс после начала облучения. Процесс кристаллизации происходит за время ~ 0,7 мс. Температура на лицевой стороне намного превышает температуру плавления (кривая 1), в то время как температура на обратной стороне (кривая 2) не достигает температуры плавления.

ВЫВОД

Установлен градиент температур по сечению образца, показано, что значительное изменение температуры наблюдается на глубине нескольких сотен микрометров.

РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ Fe-Ni ЛЕГИРОВАННЫХ Al И Ti ПРИ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Арбузов В.Л., Данилов С.Е., Казанцев В.А., Сагарадзе В.В.

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

Понимание механизмов радиационной повреждаемости и радиационной стойкости реакторных материалов является необходимым условием создания новых перспективных материалов. Изучение радиационно-индуцированных структурно-фазовых превращений (расслоение твердого раствора, дисперсное твердение) в аустенитных нержавеющих сталях в атомной энергетике, требует детального исследования взаимодействия точечных дефектов с примесями и легирующими элементами с использованием модельных сплавов. При облучении, как правило, наблюдается радиационное упрочнение материалов. На изменение предела текучести влияет целый ряд факторов: вид облучения, доза, температура облучения и т.д. Радиационное упрочнение металлов и сплавов может быть обусловлено кластерами радиационных дефектов вакансионными порами, дислокационными петлями и т.д. В сплавах и сталях изменение механических свойств может быть вызвано дополнительными причинами, а именно, структурно-фазовыми изменениями.

Исследовались модельные сплавы Fe- 35,3ат.%Ni (Fe-Ni), Fe-35,2ат.%Ni-3 ат.%Ti (Fe-Ni-Ti) и Fe-31,2 ат %Ni-10,8ат.%Al (Fe-Ni-Al), приготовленные вакуумным переплавом из чистых компонентов и закалены на твердый раствор от 1373 К со скоростью около 1000 К/сек. Сплавы облучались электронами энергией 5 МэВ при 423 К. Проведено комплексное исследование с использованием просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей туннельной микроскопии, резистометрии, дилатометрии, угловой корреляции аннигиляционного излучения и исследования мех. свойств.

Показано, что при облучении во всех трех сплавах образуются вакансионные кластеры, концентрация которых в закаленных сплавах Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al выше, чем в сплаве Fe-Ni, облученном при тех же условиях, в ≈ 1.5 – 2 раза вследствие образования вакансионно-примесных комплексов. В сплаве Fe-Ni при облучении происходит расслоение твердого раствора. При облучении сплавов Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al происходит зарождение выделений второй фазы типа Ni_3Ti и Ni_3Al и их рост.

Наблюдается увеличение предела текучести в сплаве Fe-Ni и нелинейный сложный характер поведения предела текучести в сплавах Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al от дозы облучения. Проведенный анализ полученных результатов позволяет говорить о том, что в сплаве Fe-Ni главную роль в радиационном упрочнении играют вакансионные кластеры, а в сплавах Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al, наряду с вакансионными кластерами, большую роль играет эволюция выделений второй фазы и уменьшение твердорастворного упрочнения.

Обсуждаются возможные механизмы твердорастворного упрочнения, расслоения твердого раствора, выделения вторых фаз и накопления дефектов вакансионного типа и их влияние на мех. свойства.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394 «Импульс»), при частичной поддержке Проекта УрО РАН № 12-М-23-2031м, РФФИ (грант № 11-03-00018).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ХРОМОНИКЕЛЕВОГО АУСТЕНИТА

Косинов Д.А.[1], Шляхова Г.В.[2], Баранникова С.А.[2], Зуев Л.Б.[2], Дербичева Н.С.[1], Коновалов С.В.[1], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, e-mail: Gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
bsa@ispms.tsc.ru

Работа посвящена установлению влияния водорода на макроскопическую локализацию пластического течения и разрушение монокристаллов хромоникелевого аустенита в условиях, не осложненных присутствием границ зерен.

Монокристаллы хромоникелевого аустенитного γ - Fe (0,013 %C, 18 %Cr, 12,4 % Ni, 2,3 % Mo, 1,2 %Mn) выращивались по методу Бриджмена. Образцы растягивались при 300 К на испытательной машине Instron–1185 при скорости перемещения подвижного захвата $3{,}3\cdot10^{-6}$ м/с. Распределения компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца производились с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии.

Выполнены исследования эволюции картин макролокализации пластического течения на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной нержавеющей стали в исходном состоянии и в результате электролитического насыщения водородом. В ориентированных вдоль оси $[\bar{1}11]$ монокристаллах пластическое течение реализуется дислокационными сдвигами, и при указанной ориентации следует ожидать развития множественного скольжения.

Измерения локальных деформаций показали, что деформация макроскопически локализована на всех стадиях пластического течения монокристаллов. Из анализа картин локализации деформации следует, что при растяжении кристаллов в исходном состоянии без водорода на стадии линейного деформационного упрочнения пластическая деформация сосредоточена в равноотстоящих друг от друга на расстоянии $\lambda = 4\pm1$ мм зонах локализованной деформации, движущихся со скоростью $V_{aw} = 3{,}5\cdot10^{-5}$ м/с. На стадии параболического упрочнения сформировавшаяся ранее система эквидистантных зон локализации деформации становится стационарной, затем неподвижные очаги локализации пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в средине образца, где происходит разрушение.

Анализ распределений локальных деформаций при растяжении монокристаллов, электролитически насыщенных водородом в течение 70 часов показал, что на площадке текучести сформировалась одиночная зона локализованной деформации, разделяющая деформированную и недеформированную части материала. На стадии линейного деформационного упрочнения картина локализации пластической деформации представляет собой совокупность широких зон. Каждая из таких зон локализованной деформации состоит из 2-3 связанных очагов локализованной деформации с характерным расстоянием между ними $\lambda = 6{,}5\pm1$ мм. Положение зон локализованной деформации во времени меняется, т.е., зоны движутся со скоростью $V_{aw}=2{,}5\cdot10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения система широких зон локализации деформации становится стационарной. На стадии предразрушения неподвижные очаги локализованной пластической деформации начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию в высокоамплитудных очагах локализации деформации в средней части образца, где произошло уменьшение размеров поперечного сечения, подобное шейке.

ОСОБЕННОСТИ КРАТЕРА ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С ПОВЕРХНОСТЬЮ СИЛИЦИДА ЖЕЛЕЗА

Кузнецов П.М., Федоров В.А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru, kuznetsov1985@list.ru

В работе использовались пластины поликристаллического сплава Fe-Si толщиной 0,25 мм и средним размером зерен ~ 5 мм. Облучали образцы на установке ЛТА-4-1 с активным элементом на основе иттрий-алюминиевого граната легированного неодимом. Длина волны излучения 1,064 мкм. Характерный размер зоны лазерного воздействия не превышал 0,5 мм. Энергию воздействия лазерного импульса определяли измерителем энергии и мощности ИЭМ-4-1. Все эксперименты производились при комнатной температуре.

Определена характерная энергия образования кратера (оплавления поверхности) составляющая ≈ 0,35 Дж для импульса прямоугольной формы с длительностью $3 \cdot 10^{-3}$ с. При этом, в интервале энергий от 0,6 Дж до 2 Дж на поверхности кратера образуется кольцевой периодический волнообразный рельеф, период которого уменьшается при увеличении энергии с 0,016 мм до 0,0067 мм. При повышении энергии до ≈ 1,5 Дж на противоположной стороне пластин формируется аналогичная зона воздействия, при этом линейная плотность гребней волнообразного рельефа увеличивается в 1,3-1,5 раза и период составляет 0,005-0,004 мм соответственно.

Появление периодического волнообразного рельефа на поверхности кратера связано, с термокапиллярными явлениями, которые возникают вследствие термокапиллярных сил вдоль свободной поверхности, а так же с наличием высокого стационарного градиента температуры в слое. При флуктуационном движении расплава вдоль свободной поверхности в силу его несжимаемости появляется движение жидкости в поперечном направлении, что приводит к образованию на поверхности расплава подъёмов и впадин. Если в слое имеется постоянный отрицательный градиент температуры, то в областях подъёмов температура поверхности повышается, а в областях впадин понижается. Это приводит к появлению сил, направленных от более горячих областей к холодным. При соответствующих внешних условиях малые тепловые и гидродинамические флуктуации формы свободной поверхности начинают неограниченно нарастать во времени, приводя к термокапиллярным явлениям [1,2,3].

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

[2] Федоров В.А., Кузнецов П.М., Яковлев А.В.Формирование рельефа на поверхности сплава Fe – Si в зоне воздействия лазерного излучения // Физика и химия обработки материалов. 2013. №1. С. 24-28.

[3] Эволюция рельефа кратера при воздействии лазерного излучения на поверхность стали 40Х13 // Труды участников VII Международной конференции «Микромеханизмы пластичности разрушения и сопутствующих явлений» (MPFP-2013) 18-21 июня 2013 г., г. Тамбов, Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. Издательский дом ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, 2013. Том 18, вып. 4, С. 1776-1777.

ФОРМИРОВАНИЕ ЛЕГИРОВАННОГО ПАЛЛАДИЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Мейснер Л.Л.[1], Миронов Ю.П.[1], Лотков А.И.[1], Ротштейн В.П.[2]

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
llm@ispms.tsc.ru, myp@ispms.tsc.ru
[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Сплавы систем Ti-Ni находят практическое применение благодаря своим особым термомеханическим свойствам. С целью повышения коррозионной стойкости и биосовместимости этих сплавов актуальной является задача замещения в приповерхностном слое никелида титана атомов никеля атомами палладия, что может быть достигнуто путем магнетронного осаждения тонкого слоя сплава TiPd на его поверхность и последующей обработкой поверхности импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП).

Цель работы: изучить закономерности изменения структурно-фазовых состояний и микродеформации кристаллической решетки в приповерхностном слое композиции TiNi-TiPd после многократного плавления импульсными НСЭП.

После электроэрозионной резки образцов, финишной термообработки и электрополировки, при комнатной температуре образцы сплава находились в состоянии из основной фазы со структурой B2 (ОЦК типа CsCl с параметром решётки $a_0 = 0.3013$ нм, температурой $M_H \approx 283$ К, что соответствует соотношению $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$) и фазы Ti_2Ni (< 5%об.). Формирование легированного слоя на поверхности образцов TiNi проводили в 3 последовательных этапа: 1) 20-импульсная обработка НСЭП поверхности исходных образцов TiNi длительностью до 3 мкс и плотностью энергии 5 Дж/см^2; 2) магнетронное осаждение на поверхность образцов покрытий толщиной 100÷120 нм из лигатуры сплава PdTi эквиатомного состава; 3) 5- и 10-импульсная обработка НСЭП образца с покрытием в том же энергетическом режиме. Исследования проводили методами электронной Оже спектроскопии и рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия, ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения, анодов Cu и Co.

Показано, что после первичной обработки импульсными НСЭП в образцах TiNi формируется приповерхностный модифицированный слой без частиц фазы Ti_2Ni. Кристаллическая решётка фазы B2 находится в деформированном состоянии: она сжата вдоль нормали к плоскости поверхности и растянута в касательном направлении. Модифицированный слой текстурирован, ось текстуры $<100>_{B2}$ перпендикулярна поверхности образца. Размер ОКР в этом слое максимален в направлении нормали к поверхности (>200 нм), что предполагает игольчатую морфологию кристаллизовавшихся из расплава зёрен. Обнаружено наличие мартенситной фазы B19', объемная доля которой возрастает до глубины около 5 мкм с одновременным понижением величины деформации решетки B2-фазы ε^I, обусловленной напряжениями 1-го рода.

Последующая НСЭП-обработка образцов TiNi с покрытиями в основном сохраняет обнаруженные особенности модифицированного слоя. Общая доля мартенситной фазы B19' в слое увеличивается по сравнению с аналогичным слоем в исходном образце TiNi, а средняя величина деформации ε^I уменьшается. В слое обнаружена новая фаза того же типа B2, но с бóльшим параметром решётки, тем же характером распределения остаточных деформаций ε^I, как и в основной B2, но меньшей величины. Обсуждается состав и область локализации возникшей фазы.

Работа выполнена по проекту СО РАН III.23.2.1.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ НАНОСТРУКТУР В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ НСЭП ВОЗДЕЙСТВИЙ

Нейман А.А., Мейснер Л.Л., Сёмин В.О.

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

При облучении металлического материала низкоэнергетическими сильноточными электронными импульсными пучками в его тонком приповерхностном слое формируется сложное структурно-фазовое состояние, отличное от структуры материала до воздействия. Присутствие новой структуры улучшает эксплуатационные характеристики материала, такие как коррозионная стойкость, трещиностойкость приповерхностного слоя и другие. Экспериментальные исследования на сплаве никелида титана показали [1], что тонкий модифицированный слой оказывает влияние на деформационное поведение материала в целом.

Представлены электронно-микроскопические исследования изменения микроструктуры вдоль поперечного сечения от облученной электронным пучком поверхности образца.

Поверхность образца сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, подготовленную механической шлифовкой и электролитической полировкой, модифицировали в режиме плавления электронно–пучковым воздействием при условиях: плотность энергии E=10Дж/см^2, количество импульсов N=10, с частотой следования ν=0,3Гц, давление рабочего газа $P_{Ar}=3{,}5\cdot10^{-2}$Па, длительность импульсов в разных режимах воздействия составила τ=50мкс и τ=200мкс.

По специально разработанной методике, которая позволила сохранить облученную поверхность и провести исследования структуры материала на заданном удалении от поверхности, на установке EM 09100IS (JEOL, Япония, ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН)были приготовлены фольги для просвечивающей электронной микроскопии. Фольги образцов до и после облучения электронными пучками исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL, Япония, ЦКП «Нанотех») при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Морфологической особенностью микроструктуры в области энергетического воздействия у поверхностей образцов, облученных при разных длительностях электронно-пучковых импульсов, является игольчатая структура наноразмерного сечения (~100нм), ориентированная перпендикулярно облученной поверхности. По мере удаления от поверхности размеры структурных элементов укрупняются, одновременно обнаруживаются структуры, имеющие равноосную симметрию. Размеры структурных элементов обоих типов становятся соизмеримы на глубине проплава и достигают ~1 мкм. толщина проплавляемого слоя зависит от длительности импульса. По внутренним границам слоя с игольчатой структурой обнаружены нанодисперсные частицы размерами <10нм. В нижележащих слоях микроструктура материала сохраняется крупнокристаллической, соответствующей образцу до электронно-пучкового воздействия, а частицы нанодисперсной фазы не обнаруживаются.

[1] Мейснер Л.Л., Сивоха В.П., Литовченко Н.А., Нейман А.А., Мейснер С.Н., Чжан Д. Влияние ионно- и электронно-лучевой модификации поверхности на эффекты сверхэластичности и памяти формы в никелиде титана. // Журнал функциональных материалов Т. 1 № 2. 2007. С. 58-65.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Пеев А.П., Лысак В.И., Кузьмин С.В., Кузьмин Е.В.

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

Известно, что ультразвуковое воздействие на материал приводит к изменению его физических свойств. Ряд исследователей связывают это, в том числе, с увеличением плотности дислокаций в обрабатываемом ультразвуком металле. При сварке взрывом увеличение плотности дислокаций вблизи поверхности соударения твердых тел за счет совместной пластической деформации позволяет получать равнопрочные сварные соединения.

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвуковых колебаний в условиях сварки взрывом на структуру и свойства получаемых соединений.

Исследования проводили на стальных и медных пластинах толщиной 2 мм и 3,5 мм, соответственно, в состоянии после отжига. Сварку взрывом при одновременном воздействии ультразвука на неподвижную пластину осуществляли с встречно-направленным распространением продольных ультразвуковых колебаний относительно направления сварки. Для сравнения полученных результатов исследования одновременно производили сварку взрывом тех же пар металлов на идентичных режимах без воздействия ультразвука. Частота ультразвуковых колебаний в опытах составляла 18 кГц. Микротвердость структуры образцов измеряли на приборе METKON DUROLINE-M при нагрузке 500 Н. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе OLYMPUS BX61 и двухлучевом сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) VERSA 3D DUALBEAM. Изучение фазового состава и параметров тонкой структуры медных образцов проводили с использованием дифрактометра ДРОН-3 в излучении медного анода.

Впервые показано, что одновременное воздействие ультразвуковых колебаний на свариваемые материалы в условиях сварки взрывом оказывает существенное влияние на структуру и свойства полученных соединений, проявляющееся в принципиальном изменении морфологии соединения и приводящее к уменьшению параметров волн и увеличению микротвердости металла околошовной зоны.

Фазовый рентгеноструктурный анализ показал, что соотношение интенсивностей рентгеновских отражений в медных образцах отличается от табличных и свидетельствует об изменении текстуры, однако столь значимое изменение характеристик меди после обработки ультразвуком при последующем взрывном нагружении не приводит к изменению морфологии структуры в сравнении с контрольными образцами.

Стоит отметить, что кинетическая энергия метаемой пластины в обоих случаях была одинаковая, однако ярко выраженное изменение кинетики формирования сварных соединений указывает на то, что её диссипация после соударения происходит по разным механизмам.

Таким образом, полученные результаты в области обработки металлов взрывом с одновременным воздействием ультразвука являются принципиально новыми, а механизм взаимодействия ударных волн с ультразвуковыми колебаниями в соударяющихся пластинах недостаточно ясен, что требует проведения детального исследования данного процесса.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ, НАПЛАВЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ НА МАРТЕНСИТНУЮ СТАЛЬ

Райков С.В., Ващук Е.С., Кобзарева Т.Ю., Будовских Е.А., Громов В.Е.

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

Увеличение срока службы конструкционных материалов обеспечивается путем нанесения покрытий, обладающих высоким уровнем требуемых свойств. Одним из простых и эффективных процессов восстановления поврежденных и изношенных деталей является электродуговая наплавка порошковой проволокой. За счет содержащихся в порошковой проволоке добавок легирующих элементов обеспечивается надежная защита расплавленного металла от воздействия воздуха и высокие механические свойства покрытий. Электродуговые износостойкие покрытия, наплавляемые порошковой проволокой, с успехом применяется на предприятиях всех отраслей промышленности для защиты деталей и узлов от абразивного изнашивания и др. Целью настоящей работы явилось изучение распределения микротвердости износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на мартенситную сталь, которая используется в качестве износостойкого материала, подвергающегося абразивному износу в условиях ударных нагрузок.

Наплавку осуществляли порошковыми проволоками – EnDOtec DO*30 (проволока 1), EnDOtec DO*33 (проволока 2) и SK A 70-G (проволока 3) (табл. 2 – 4) диаметром 1,6 мм. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO_2 18 % при сварочном токе 250…300 А и напряжением на дуге 30…35 В. В качестве материала исследования применяли сталь Hardox 400. Химический состав которой приведен в табл. 1. Твердость стали в закаленном состоянии составляет 370 НВ. Измерения микротвердости проводили на приборе HVS-1000A.

Микротвердость наплавленных покрытий остается неизменной по всей глубине до 3,7…4,0 мм (рис.). В случае наплавки проволокой 1 среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 700 HV, что 2,3 раза больше микротвердости основного материала. Уровень микротвердости покрытий, наплавленных проволоками 2 и 3, составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала. Различия в уровне микротвердости покрытий могут быть обусловлены содержанием карбидов и боридов ниобия в порошковых проволоках. Опыт показывает, что покрытия, наплавленные проволокой 3, обладают наибольшей износостойкостью.

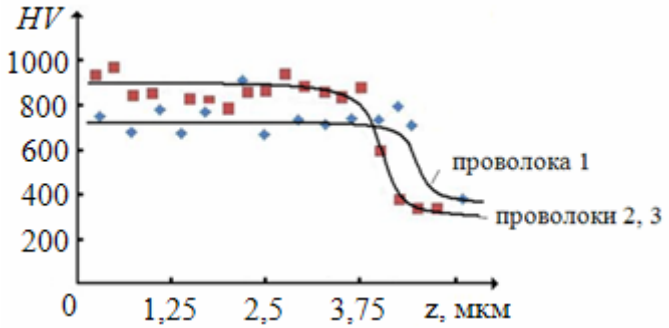


Рисунок – Распределение микротвердости по глубине наплавленых покрытий

Работа выполнена при госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

КОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА Al-B_4C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Рубаник В.В.[1], Рубаник В.В. мл.[1], Ли М.[2], Линевич А.В.[1]

[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
ita@vitebsk.by
[2]*Корейский исследовательский институт атомной энергии, Дайджон, Корея,*
leeminku@kaeri.re.kr

Применение металлов и сплавов в условиях повышенного радиационного излучения приводит к их значительному разбуханию за счет структурных изменений, которые могут быть предотвращены за счет использования модифицированных материалов, введения различных наполнителей в матрицу, подбора состава, изменения соотношения компонентов.

Введение в металлическую матрицу частиц радиационно-поглощающих материалов B_4C приводит к увеличению коэффициента поглощения нейтронов и коэффициента рассеяния гамма-излучения. Композитные покрытия, содержащие карбид бора могут быть получены методом холодного газодинамического напыления, где используются порошки и смеси, приготовленные различными способами [1, 2]. Покрытия на основе карбида бора могут использоваться в качестве многоцелевого защитного радиационно-стойкого материала, для изготовления транспортных контейнеров для отработанного ядерного топлива, дверей и защитных щитов атомного реактора и т.д. Кроме того, технология может быть применена для построения системы защиты электронных компонентов и систем вооружения, военной и медицинской защиты и охраны энергетических систем, коммуникаций и транспортных систем, особенно при чрезвычайных ситуациях.

Для получения покрытий использовали композитные порошки алюминия и карбида бора размером 500 нм. Покрытия наносили методом холодного газодинамического напыления на подложки из дюрали и нержавеющей стали. Исходные смеси имели следующий состав: Al–10 масс.%B_4C, Al–20 масс.%B_4C и Al–30 масс.%B_4C.

Вид полученных защитных покрытий на основе дисперсных порошков карбида бора и алюминия приведен на рисунке 1. Покрытие состоит из однородной алюминиевой матрицы, мелких обломков и частиц карбида бора. С увеличением количества проходов (слоев) толщина напыляемого покрытия возрастает до 1,1 мм. Дальнейшее увеличение толщины покрытия приводит к образованию на ее поверхности раковин и отслоению от подложки.

Рисунок 1 – Вид нанесенных методом ГДН покрытий на основе Al-B_4C с составом исходной смеси порошков Al-20 масс.%B_4C

[1] C. Feng, V. Guipont, M. Jeandin, et al. B_4C/Ni composite coatings prepared by cold spray of blended or CVD-coated powders // J. of Thermal spray technology. 2012, Vol. 21, Is. 3-4. – P. 561-570.

[2] M. Yandouzi, A.J. Bottger, R.W.A. Hendrikx, et al. Microstructure and mechanical properties of B_4C reinforced Al-based matrix composite coatings deposited by CGDS and PGDS processes // Surf. Coat. Technol. 2010, 205(7). – P. 2234-2246.

ИЗУЧЕНИЕ ВНУТРЕННИХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ В ОБЪЕМЕ ОБРАЗЦА СТАЛИ 40Х4Г18Ф2 ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ И ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ

Воронин В.И., Бергер И.Ф., Проскурнина Н.В., Гощицкий Б.Н., Сагарадзе В.В.

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

Безопасность атомных энергетических установок и ресурс их работы в значительной степени определяются используемыми конструкционными материалами. Деградация первоначальных физико-механических свойств таких материалов происходит из-за изменений их структуры и состава, как вследствие облучения, так и вследствие выделения вторых фаз (старения) при рабочих температурах реакторов. Дифракция нейтронов позволяет получить подробную информацию о внутренних деформациях и напряженном состоянии в объеме материалов [1]. Она дает возможность следить также за текстурой и фазовым составом сталей после различного типа термообработок (ТО) или внешних воздействий, таких как, например, облучение быстрыми нейтронами.

В работе [2] изучено влияние температурного старения на структурное состояние гомогенизированной аустенитной стали 40Х4Г18Ф2 (0.40C–18Mn–4Cr–2V). В настоящей работе представлены результаты исследования этой стали, облученной быстрыми нейтронами после различных ТО. Три образца стали 40Х4Г18Ф с различной термообработкой (в исходном закаленном от 1100^0C и отпущенном при 450^0C, 1ч, состоянии и после старения при 600^oC и 700^oC, 1ч) были облучены быстрыми нейтронами в канале реактора ИВВ-2М при температуре ~80^oC двумя флюенсами: $5*10^{19}$ см$^{-2}$ и $1*10^{20}$ см$^{-2}$.На всех нейтронограммах облученных материалов наряду со смещением положения рефлексов мы наблюдаем возникновение дополнительного диффузного рассеяния на подошвах основных рефлексов (рис.1). Видно, что с ростом флюенса увеличивается интенсивность диффузных максимумов и меняется их ширина. Анализ наблюдаемых изменений в картинах дифракции тепловых нейтронов показал, что при облучении быстрыми нейтронами в состаренных сталях наблюдаются два конкурирующих процесса: 1) радиационно-стимулированная релаксация микронапряжений за счет ускоренной атомной диффузии; 2) увеличение микроискажений в результате образования новых точечных дефектов и их скоплений, формирования кластеров и дислокационных петель. При небольших флюенсах и при наличии в материале больших микронапряжений преобладает первый процесс. В условиях отсутствия в материале напряжений и при больших флюенсах преобладает второй процесс. Все эти процессы могут приводить к упрочнению стали.

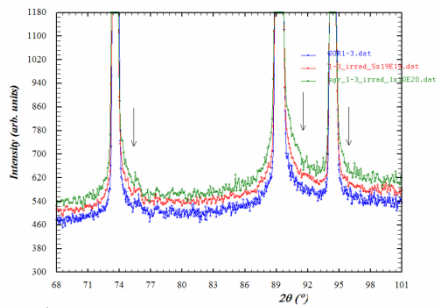


Рис.1. Фрагменты нейтронограмм стали 40Х4Г18Ф после облучения быстрыми нейтронами.

Работа поддержана Госконтрактом №14.518.11.7020 и грантом РФФИ № 12-02-12065-офи_м.

[1] M.T. Hutchings, P.J. Withers, T.M. Holden, T. Lorentzen, Introduction to Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction, Taylor & Francis Ltd., London, 2005.

[2] В.В. Сагарадзе, Б.Н. Гощицкий, Е.Г. Волкова, В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, А.И. Уваров, ФММ, т. 111 (2011) с. 82-92.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ МЕХАНОАКТИВАЦИЯ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА $BaAl_2Si_2O_8$

Близнюк Л.А.[1], Петроченко Т.П.[1], Каско В.И.[1], Рубаник В.В.[2,3], Шилин А.Д.[2,3], Рубаник В.В. мл.[2,3]

[1]ГНПО «НПЦ», Минск, Беларусь
luyda@physics.by
[2]УО «Витебский государственный технологический университет», Витебск, Беларусь
[3]ГНУ «ИТА НАН Беларуси», Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

Согласно рентгенофазовым исследованиям после синтеза была получена керамика состава $BaAl_2Si_2O_8$ с гексагональной кристаллической структурой (рис. 1а).

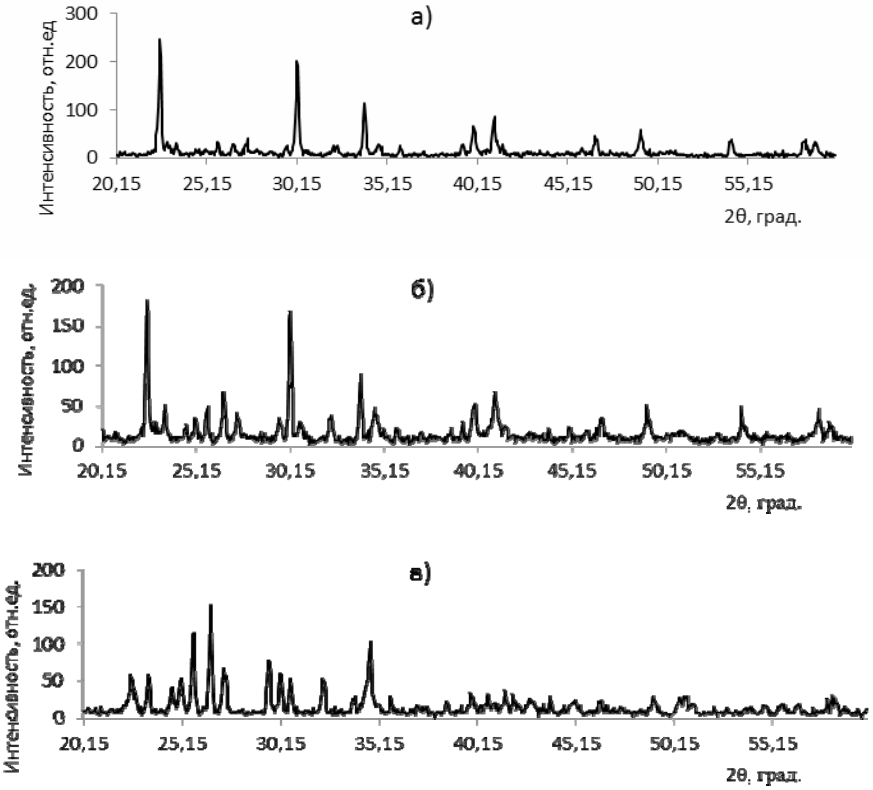


Рис. 1. Вид рентгенограмм керамики состава $BaAl_2Si_2O_8$: а) исходный состав; б) обработка УЗК в течение 1 часа; в) обработка УЗК в течение 1,5 часа.

Воздействия УЗК приводит к перераспределению соотношения модификаций кристаллической структуры (рис. 1 б) и при обработке в течение 1,5 часа соотношение их составляет 20 % - гексагональная, 80 % - моноклинная (рис. 1 в).

Таким образом, на основании проведенных исследований можно утверждать, что ультразвуковая механоактивация порошка синтезированного соединения $BaAl_2Si_2O_8$ стимулирует полиморфное превращение.

Подбирая режимы обработки УЗК можно получать материал заданной модификации кристаллической структуры.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 65С2ВА

Нечаев Л.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В.

Тульский Государственный Университет, Тула, Россия
nbf62@yandex.ru

В процессе термической обработки стали 65С2ВА происходит обезуглероживание поверхностного слоя, которое отрицательно сказывается на усталостной прочности пружин. Для высоконагруженных пружин часто применяется дробеструйная обработка с целью уменьшения и компенсации отрицательного влияния обезуглероживания поверхностного слоя. Известно, что наилучшее воздействие дробеструйной обработки достигается только тогда, когда после неё производится электро-химическое полирование (ЭХП), так как удаляются дефекты, обусловленные дробеструйной обработкой, в результате чего повышается усталостная прочность.

В процессе упрочнения в поверхностных слоях стали происходят изменения фазового состава и тонкой структуры. В качестве параметров, использованных для анализа различного вида упрочнения были выбраны результаты рентгеноструктурного анализа: плотность дислокаций, микродеформация, остаточные макронапряжения и фазовый состав поверхностного слоя стали.

Исследование топографии поверхности пружины после дробеструйной обработки позволило выявить крупные магистральные трещины шириной ~1 мкм и сетки мелких трещин в поверхностном слое образца. Исследование топографии поверхности пружины после комбинации дробеструйной обработки с ЭХП обнаружило отдельные оставшиеся после упрочнения повреждения поверхности в виде сетки мелких трещин и одиночные трещины шириной ~0,2 мкм.

Проведение электрохимического полирования в течение 10 минут привело к росту сжимающих напряжений. Максимальный уровень напряжений ~ 800 МПа зафиксирован после ЭХП в течение 13 минут. При дальнейшем полировании зональные напряжения снижаются.

Применение ультразвуковой обработки приводит к образованию в упрочнённом слое напряжений сжатия. На поверхности образуются максимальные напряжения ~ 550 МПа, которые далее резко снижаются до ~ 250 МПа до глубины ~ 50 мкм, а затем повышаются до ~ 500 МПа.

Ультразвуковая обработка приводит к снижению плотности дислокаций и микродеформации.

Лазерное оплавление стали 65С2ВА характеризуется неравномерным распределением напряжений по глубине образца. В поверхностном слое глубиной 200 мкм напряжение практически равно 0, далее начинается зона сжимающих напряжений, снижающихся до 50 МПа на глубине ~ 400 мкм. Дальнейшее повышение напряжений до максимального уровня (550 МПа) наблюдали на расстоянии ~ 1500 мкм от поверхности.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИСФИТ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Лычагин Д.В.[1,2], Федосеев С.Н.[2], Алферова Е.А.[2], Герштейн Г.[3]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
dvl-tomsk@mail.ru
[2]Юргинский технологический институт Национального исследовательского Томского политехнического университета, Юрга, Россия
fedoseevsn@list.ru, katerina525@mail.ru
[3]Институт Материаловедения Ганноверского университета им. Лейбница, Ганновер, Германия

В последнее время складывается повышенный спрос на создание материалов и сплавов для газотурбинного двигателестроения. Основным материалом в настоящее время для создания таких сплавов являются жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) на основе интерметаллида Ni_3Al, т.к. обладают высокой температурой плавления, пониженной плотностью и термической стабильностью структуры до температуры плавления. Важную роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести ЖНС играет отношение периодов кристаллических решеток γ- и γ′-фаз. Размерное несоответствие их периодов решеток, определяемое как δ или γ/γ′-мисфит, является важным вместе с такими факторами как физико-химические и механические свойства γ- и γ′-фаз.

Мисфит γ/γ′ зависит от таких факторов как морфологические изменения, происходящие в структуре сплава, обусловленные химической неоднородностью; дефекты самой структуры сплава – наличие дислокаций на межфазных границах, а также перераспределение легирующих элементов (ЛЭ) в фазах ЖНС.

Улучшить структуру изделий из ЖНС можно путем использования технологии монокристаллического литья на основе метода высокоградиентной направленной кристаллизации. Для оптимизации механических свойств проводят термообработку (гомогенизацию) ЖНС. Но она не позволяет избавиться от всех грубых выделений и нежелательных фаз. Одним из способов решения данных вопросов является использование нетрадиционных видов воздействия на структуру жаропрочных сплавов. Данная обработка сплавов приводит к более равномерному распределению нежелательных фаз, и других дефектов по всей структуре сплава.

Путем электроимпульсного воздействия на сплав можно регулировать перераспределение дислокаций на границах между фазами сплава, а также на перераспределение легирующих элементов внутри самих фаз. Что улучшает свойства и характеристики сплава. Об этом свидетельствуют проведенные исследования изменения мисфита ЖНС под действием электроимпульсного воздействия.

Исследование влияния на структурные и фазовые превращения в ЖНС позволят отработать режимы модификации структуры и использовать новые способы нетрадиционного воздействия.

[1] Никулина Н.Б., Усиков М.П., Бронфин М.Б., Сорокина Л.И. Электронно-микроскопический метод определения величины несоответствия решеток изоморфных когерентных фаз // Заводская лаборатория. – 1991. – № 9. – С. 54–62.

[2] Протасова Н.А., Светлов И.Л., Бронфин М.Б., Петрушин Н.В. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ– и γ′–фаз в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов // Физика металлов и металловедение. – 2008. – Т. 106. – № 5. – С. 512–519.

ТЕРМОМАГНИТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПЕРМАЛЛОЕВОГО СПЛАВА

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С., Соколова Л.В.

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

О возможностях улучшения магнитных свойств магнитомягких материалов и сплавов, при термомагнитной обработке (ТМО), посвящено немало публикаций [1]. Однако при механическом изготовлении изделий из магнитомягких материалов, их первично заложенные магнитных свойств существенно снижаются.

В представленной работе рассматриваются возможности улучшения магнитных свойств уже изготовленных изделий, материал которых, первично был подвергнут стандартному циклу термической обработки и отпуску.

В качестве образца использовали изделия, изготовленные в виде кольцевых трансформаторных сердечников ($d_{ср}$=30мм) из пермаллоевого сплава 79 НМ (T_c=430 ^oC, δ=0,01 мм, ширина ленты 10мм).

Изделия обрабатывались в поперечном магнитном поле напряженностью от 10^3 до 10^4 А/м при t° от 100 до 200° С и времени выдержки от 5 до 30 мин. Общим в режимах обработки был нагрев от комнатной температуры со скоростью ~10°С/мин до соответствующей температуры $t_н$<Tc, выдержка при достигнутой температуре в течение определенного времени в условиях приложенного магнитного поля и последующее охлаждение со скоростью ~3°С/мин до комнатной температуры. Определение магнитной проницаемость μ_{max}, коэрцитивной силы H_c, удельных магнитных потерь P_s до и после ТМО осуществляли обработкой данных петель гистерезиса, снятых на f=50 Гц при максимальной амплитуде магнитной индукции B_m 0,2; 0,1; 0,05; 0,02 и 0,01 Тл.

Снятие петель гистерезиса и обработку опытных данных производили на установке высшей точности УВТ-82-А-93, занесенной в Госреестр РФ. Погрешность определения магнитных характеристик не превышала 5 %.

Установлено, что в зависимости от различных режимов ТМО при B_m от 0,2 Тл до 0,01 Тл, можно снизить магнитные потери $P_{уд.}$ в 1,3-2,3 раза, уменьшить коэрцитивную силу H_c в 1,4-2 раза и увеличить в 1,5-2 раза магнитную проницаемость. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий.

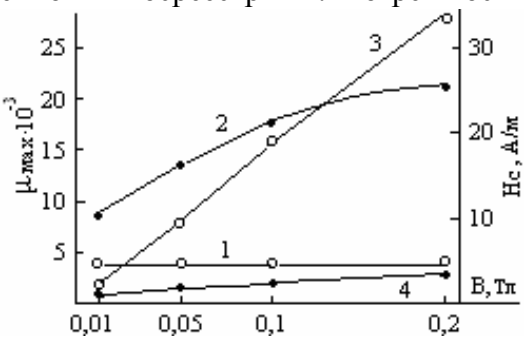


Рис.1. Зависимость μ_{max} и H_c образцов от магнитной индукции B_m при H = 65кА/м, время выдержки -15мин: 1,2-μ_{max} ◦ до ТМО, • после ТМО; 3,4 -H_c ◦ до ТМО, • после ТМО

Работа частично поддержана инициативным проектом УрО РАН (№12-У-2-1018) и РФФИ (№11-2-00931).

[1] Зусман А.И., Арцишевский М.А. Термомагнитная обработка железоникелевых сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 93 с.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА МАГНИТОПРОВОДОВ ИЗ МАГНИТОМЯГКОГО СПЛАВА 50НП

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С., Соколова Л.В.

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

В работе рассматриваются возможности улучшения магнитных свойств трансформаторных магнитопроводов, изготовленных из пермаллоя марки 50 НП (T_c=500 ^oC, δ=0,05 мм, ширина ленты 15 мм). Используемый материал предварительно был подвергнут стандартной термической обработке и отпуску [1]. Исследуемые образцы имели кольцевую форму ($d_{ср}$=30 мм).

Изделия обрабатывались в поперечном магнитном поле напряженностью от 10^3 до 10^4 А/м при t° от 100 до 200° С и времени выдержки от 5 до 30 мин. В табл. представлены результаты ТМО, полученные при H=65кА/м, t=150°, времени выдержки 30 мин из оценки петель гистерезиса, снятых на f=50 Гц при максимальной амплитуде магнитной индукции B_m 0,2; 0,1; 0,05; 0,02 и 0,01 Тл.

$B_м$,Тл	$\mu_{мах}\cdot10^{-3}$		H_c, А/м		$P_s\cdot10^{-3}$, Вт/кг	
	до ТМО	после ТМО	до ТМО	после ТМО	до ТМО	после ТМО
0,01	**2**	**2,8**	**1,5**	**0,7**	**0,2**	**0,1**
0,02	2,3	3,5	1,8	1	0,6	0,2
0,05	3	4	3	2,3	3	0,8
0,1	4,5	5,6	6	5	7	4
0,2	7	8,5	11	9	40	15

Установлено, что в зависимости от различных режимов ТМО при B_m от 0,2 Тл до 0,01 Тл, можно снизить магнитные потери $P_{уд.}$ в 1,2-1,5 раза, уменьшить коэрцитивную силу H_c в 1,2-1,6 раза и увеличить в 1,3-1,6 раза магнитную проницаемость.

Улучшение магнитных свойств изделий можно объяснить следующим образом. При ТМО в поперечном магнитном поле формируется анизотропная структура из 180° доменов с направлением намагниченности поперек приложенного поля, то есть в направлении образующей кольца в виде свитой в плотную спираль ленты. На краях этой ленты образуются 90° домены, обеспечивающие замыкания магнитного потока и снижение вклада в общую свободную энергию магнитостатической энергии формы ленты. В последующем, при измерениях магнитных характеристик изделий, магнитное поле прикладывается (как и в условиях применения измерительных трансформаторов тока) вдоль поверхности ленты. Сформированные при ТМО 90° домены становятся зародышами перемагничивания в направлении приложенного поля, что может снизить энергетические затраты на перемагничивание материала изделий. Причем перемагничивание осуществляется, по видимому, по более низкоэнергетическому механизму смещения доменных границ, а не по более затратному механизму вращения (поворота) намагниченности.

Работа частично поддержана инициативным проектом УрО РАН (№12-У-2-1018) и РФФИ (№11-2-00931).

[1] Прецизионные сплавы. Справочник. Под ред. Б.В. Молотилова. – М.: Металлургия, 1983. – 439с.

ОСОБЕННОСТИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Сергеев Н.Н.[1], Чуканов А.Н.[2], Баранов В.П.[2]

[1]Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Тула, Россия
[2]Тульский государственный университет,Тула, Россия
alexchukanov@yandex.ru

Одним из последствий эксплуатационных воздействий на структуру и свойства сталей является деградация механических свойств. Она реализуется, в том числе, за счет локального и общего обезуглероживания. Этот эффект фиксировали в окрестностях развивающихся несплошностей (микротрещин) в ходе испытаний на длительную прочность в водородсодержащих средах [1-4]. Информация о его механизмах в ходе деструктивных воздействий (силового или коррозионного в присутствии водорода) либо отсутствует, либо крайне противоречива. Не определены механизмы, ведущие к исчерпанию содержания углерода в областях развивающихся несплошностей. Не ясно, какой именно процесс: локализация и рост внутренних напряжений при внешнем нагружении или химическое взаимодействие углерода с водородом (эффект Ребиндера), является превалирующим.

В данной работе в ходе электролитического насыщения в водородсодержащих средах, а также силового воздействия выявляли связь локализованного и общего обезуглероживания низкоуглеродистых сталей 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, Ст5, Ст3 с деструкцией и наводороживанием. Исходная структура упрочненных (ВТМО) сталей – бейнит. Стойкость исследованных сталей против коррозионного растрескивания под напряжением изучали в ходе анодной и катодной поляризации в кислом электролите (водный раствор 5% H_2SO_4 с добавками 2,5 % NH_4CNS при плотностях тока j = 3 и 60 А/м^2). Влияние водородного воздействия оценивали временем до разрушения τ при напряжении σ_a, равном доле предела прочности.

При испытаниях на длительную прочность электролитически насыщенных водородом сталей выявили существенную роль водорода в создании у концентраторов областей с локально высоким уровнем напряжений, стимулирующих развитие микротрещин и пор. Заключили, что следствием этого является развивающееся обезуглероживание перенапряженных микрообъемов. В результате в исходной бейнитной структуре на некотором расстоянии от поверхности формируются ферритные участки, прилегающие к концентраторам (трещинам, порам, включениям).

Описанный характер обезуглероживания может иметь место вследствие газификации при взаимодействии углерода с водородом с образованием углеводородов. На границах зерен и в микропорах углеводород, вероятнее всего, насыщается до предельного состояния CH_4 (метан). Его распад затруднен, но возможен за счет хемосорбции на поверхностях микропор и трещин. Распад метана в таких коллекторах может активизироваться за счет повышения давления в них при увеличении температуры.

[1] Давыдов Ю.И., Агеев В.С., Сергеев Н.Н. Обезуглероживание стали в агрессивной среде // Технология машиностроения.-1974. Вып. 35. Тула. ТПИ. С. 145-152.
[2] Арчаков Ю.И., Ершова О.Б., Михайлова Н.А. Кинетика процесса водородной коррозии конструкционной стали 09Г2С // Защита металлов. 1990. Т. 26. № 6. С. 1002-1005.
[3] Кришталл М.М., Ясникова И.С., Еремичев А.А., Караванова А.А. Эффект обратимости структуры и свойств при наводороживании углеродистой стали и механизм влияния водорода на формирование гальваноцинкового покрытия // МиТОМ. 2007. № 10 (628).- С. 36-42.
[4] Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Трещинообразование и поверхностная активность примесей внедрения в железоуглеродистых сплавах // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013, Том 18, вып. 4, С. 1627-1628.

СЕКЦИЯ 5

ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г.

ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучены и проанализированы упруго-пластические свойства субмикро-кристаллических Al, Ti, Al+0.2 % Sc, полученных при РКУ-прессовании [1-3], винтовой и продольной прокатке [4], криодеформации [5]. С помощью акустических измерений резонансным методом составного вибратора определялись характеристики упругой и обратимой микропластической деформации (модуль Юнга, амплитудно-независимый декремент δ и напряжение микропластического течения σ); особенность акустических экспериментов состояла в том, что при умеренных амплитудах дислокационная структура исследуемых образцов сохраняется: после акустического воздействия плотность дислокаций в металле не меняется [1]. Помимо этого модифицированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния в ультрамикрокристаллических металлах и сплавах определялись параметры областей избыточного свободного объема (в предельном случае - нанопор), которые могли возникать в результате интенсивной пластической деформации. По данным измерений амплитудных зависимостей модуля упругости произведена оценка микропластических характеристик. Экспериментальные данные обсуждаются в рамках представлений о дислокациях, на подвижность которых оказывают влияние не только спектр точечных дефектов, но и внутренние напряжения, уровень которых зависит от степени предварительной пластической деформации. Обсуждается также возможный вклад несплошностей (пор и микротрещин) на измеряемые акустические параметры.

Изучение акустическим методом характеристик упругой и обратимой микропластической деформации, связанных с колебательным движением дислокаций, позволяет получать информацию о природе процессов, которые в той или иной степени контролируют деформацию и разрушение кристаллических твердых тел.

Следует отметить, что полнота и достоверность информации существенно повышается при анализе влияния на изучаемые характеристики внешних факторов таких, как давление, температура, а также дополнительных данных об изменении при указанных воздействиях характеристик дефектной структуры, в частности, нанопористости, полученных другими, не акустическими методами.

Полученные данные свидетельствуют о том, что изучение и анализ упруго-пластических свойств позволяют обнаружить широкий спектр явлений, которые имеют место в субмикрокристаллических металлах и сплавах под влиянием различных внешних воздействий.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-02-00054 и № 12-02-31575 мол_а).

[1] В.И. Бетехтин, А.Г.Кадомцев, Б.К. Кардашев. ФТТ **48**, 8, 1421 (2006).

[2] В.И. Бетехтин, V. Sklenicka, I. Saxi, Б.К. Кардашев, А.Г.Кадомцев, М.В. Нарыкова. ФТТ **52**, 8, 1517 (2010).

[3] В.И. Бетехтин, Б.К. Кардашев, М.В. Нарыкова. Научно-технические ведомости СПбГПУ **4(109)**, 104 (2010).

[4] В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, М.В. Нарыкова, Б.К. Кардашев, Е.В.Голосов, А.Г.Кадомцев. ЖТФ **81**, 11, 58 (2012).

[5] В.А. Москаленко, А.Р. Смирнов, В.И. Бетехтин, Б.К. Кардашев, А.Г.Кадомцев, М.В.Нарыкова, Р.В. Смолянец. Вестник Тамб. Университета, Т.18, В.4, С.1952, (2013).

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[2]

[1]Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, Нижний Новгород, Россия
[2]Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь
Chuvildeev@nifti.unn.ru

В работе предложены основные подходы к описанию особенностей эволюции структуры и физико-механических свойств микрокристаллических (МК) материалов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что специфика МК металлов и сплавов, с точки зрения теории дефектов, состоит в том, что основные процессы контролирующие их поведение и свойства разворачиваются не в кристаллической решетке (зернах), как это происходит в обычных материалах, а на границах зерен. И основным типом дефектов в МК материалах, определяющим характер протекания этих процессов являются не дислокации и вакансии (как в обычных материалах), а внутренние границы раздела. При этом ключевые особенности протекания зернограничных процессов обусловлены взаимодействием границ зерен с попадающими в них из решетки дислокациями и точечными дефектами.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограничной диффузии, зернограничного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации, сверхпластичности, особенности эволюции механических свойств в материалах с неравновесными границами зерен – МК металлах и сплавах.

Особое внимание в докладе уделено процессу формирования МК структуры в металлах при РКУП и, в частности, проблеме влияния температуры РКУП на структурное состояние и диффузионные свойства границ зерен МК металлов.

В работе описана теоретическая модель, позволяющая анализировать влияние температуры РКУП на величину предела измельчения зерен металлов и сплавов. На основе анализа результатов экспериментальных данных показано, что повышение температуры РКУП приводит к увеличению энергии активации зернограничной диффузии в МК металлах от значений, близких к диффузионным свойствам расплава, до значений, соответствующих диффузионным свойства равновесных границ зерен. Установлено, что характер зависимости энергии активации зернограничной диффузии от температуры РКУП определяется кинетикой протекания конкурирующих процессов накопления дефектов на границах зерен при РКУП и их диффузионной аккомодацией.

На основании полученных результатов проведен краткий анализ влияния температуры РКУП на закономерности протекания диффузионно-контролируемых процессов возврата и рекристаллизации, а также условия выполнения соотношения Холла-Петча в МК металлах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-9003-Бел_а, 12-08-33080, 13-03-97109) и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы»).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВАХ Cu-(47-55)ат.%Pd

Волков А.Ю., Новикова О.С.

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

Сплавы медь-палладий, содержащие от 36 до 47 ат.% палладия, при температурах ниже 600^{o}C испытывают структурно-фазовый переход, в процессе которого разупорядоченная ГЦК решетка (A1-фаза) перестраивается в ОЦК упорядоченную (B2-фаза). Максимальную температуру и скорость атомного упорядочения имеет сплав Cu-40ат.%Pd, поэтому ранее в основном исследовался именно этот сплав и составы вблизи него. В последнее время интерес исследователей сместился к сплавам с более высоким содержанием палладия, что обусловлено возможностью их использования в качестве каталитических нейтрализаторов выхлопных газов и мембранных материалов для извлечения водорода из газовых смесей. К примеру, упорядоченный сплав Cu-47Pd демонстрирует даже более высокую способность к транспорту водорода, чем чистый палладий. Кроме того, среди других металлических мембранных материалов, сплавы медь-палладий имеют наибольшую стойкость к деградации поверхности (к примеру, под влиянием соединений серы или ртути). Для использования на практике в указанных целях наиболее всего подходят однофазные упорядоченные сплавы медь-паладий вблизи эквиатомного состава Основной трудностью, которая препятствует практическому использованию этих сплавов, является резкое снижение скорости атомного упорядочения с увеличением содержания палладия. Так, согласно литературным данным, в сплаве Cu-55Pd фазовое превращение беспорядок-порядок не заканчивается даже после четырех месяцев термообработки.

В данной работе исследовано влияние предварительной интенсивной пластической деформации (ИПД) на кинетику атомного упорядочения в сплавах Cu-Pd, содержащих 47, 49, 50 и 55 ат.% палладия. Обнаружено, что после ИПД интервал формирования хорошо упорядоченного состояния в сплаве Cu-49Pd сократился от нескольких месяцев до нескольких недель. Это позволило построить для этого сплава кривые изотермического превращения (C-кривые), вычислить значения термодинамических параметров n и k, а также определить величину энергии активации упорядочения. Использование предварительной ИПД и последующего отжига привело к получению в эквиатомном сплаве Cu-50Pd хорошо упорядоченного состояния (степень дальнего порядка $\eta \approx 0{,}97$) с чрезвычайно низким электросопротивлением ($\rho=5.48\times10^{-8}$ Ом · м). Кроме того, в работе предпринята попытка определить температурный интервал, в котором проходит граница между разупорядоченным (A1) и двухфазным (A1+B2) состояниями в сплаве Cu-55Pd. Образцы сплава после ИПД отжигались в течение двух недель в интервале температур 350-550ºC с шагом 50º. Установлено, что температурная граница A1→(A1+B2) превращения в сплаве Cu-55Pd проходит около 500^{o}C, т.е. расположена существенно выше указанной на общепринятой фазовой диаграмме температуры в 350ºC.

Таким образом, использование предварительной ИПД привело к существенному сокращению временного интервала формирования равновесного упорядоченного состояния в сплавах медь-палладий, что позволило не только получить новые, максимально упорядоченные структурные состояния, но и поставить вопрос о необходимости уточнения фазовой диаграммы Cu-Pd.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН: проект №12-У-2-1004.

ДИНАМИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ СОЗДАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Бродова И.Г.[1], Шорохов Е.В.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ibrodova@mail.ru
[2]РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

На протяжении ряда последних лет в ИФМ УрО РАН совместно с соавторами из РФЯЦ-ВНИИТФ проведён большой цикл работ по исследованию влияния физических параметров нового метода интенсивной пластической деформации - динамического канально-углового прессования (ДКУП) на структурно-фазовые превращения в алюминиевых сплавах и их свойства. К началу эксперимента отсутствовали какие-либо экспериментальные данные о комплексном воздействии импульсного давления и простого сдвига на структурообразование в алюминиевых сплавах, поэтому проведение данных исследований было актуальным и важным для дальнейшего совершенствования новой технологии. При выборе материалов исследования ставилась цель - сравнить деформационное поведение алюминиевых сплавов с разной подвижностью дислокационного ансамбля в условиях одних и тех же нагружений, поэтому были продеформированы: Al марки А7, сплав системы Al-Mn со слабым твердорастворным упрочнением (А3003) и сплав системы Al-Zn-Mg-Cu с сильным твердорастворным и дисперсионным упрочнением (А7075).

Установлено, что измельчение структуры до субмикронного уровня (200-600 нм), повышение твердости в 1,5-2 раза и условного предела текучести в 2-2,5 раза наблюдается уже при одном, двух циклах ДКУП со скоростью 10^4-10^5 $с^{-1}$.Показано, что типичной структурой алюминиевых сплавов, деформированных ДКУП, является фрагментированная неравновесная структура, характеризующаяся большой плотностью дислокаций ~10^{14}-10^{15} $1/м^2$, наличием высокоугловых границ кристаллитов и высоким уровнем внутренних напряжений. Формирование фрагментированной структуры осуществляется сдвиговым и ротационным механизмами пластической деформации. Повышение скорости деформирования сплавов с высокой подвижностью дислокаций приводит к реализации еще одного механизма релаксации упругой энергии – динамической рекристаллизации по механизму “in-situ”. Чем выше подвижность дислокаций в сплаве, тем при меньшей степени деформации идут процессы динамической рекристаллизации. Прирост средних значений твёрдости сплавов после высокоскоростного деформирования зависит от типа УМК структуры и составляет для фрагментированной структуры 700 МПа, а для рекристаллизованной структуры – 400 МПа.

Совместно с ИМСС УрО РАН проведены исследования термомеханического поведения УМК сплавов, полученных методом ДКУП, в процессе динамического сжатия (со скоростями деформации в диапазоне 4-6x10^3 $с^{-1}$) по методике Гопкинсона - Кольского. Обнаружена корреляция между изменениями количества структурных дефектов при динамическом сжатии и размеров зерна и диссипативной способностью материалов. Установлено повышение доли диссипированной энергии ДКУП образцов на 30-90% по сравнению с крупно кристаллическими аналогами, обусловленное прохождением низкотемпературного динамического возврата.

Электронно-микроскопические исследования проведены в ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Работа выполнена по плановой теме РАН ”СТРУКТУРА” и при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН (проект № 12-П-2-1009).

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА И СТАДИЙНОСТЬ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Воронова Л.М., Красноперова Ю.Г., Орлова Д.К.

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

Известно, что эволюция структуры при деформации имеет стадийный характер. Каждой стадии соответствует участок на кривой упрочнения и характерный тип дислокационной структуры. В частности, для металлов с высокой ЭДУ выделяют стадии равномерного распределения дислокаций, дислокационных скоплений, дислокационной ячеистой структуры и стадию, связанную с ротационной пластичностью и коллективными дисклинационными эффектами, приводящую к появлению в структуре разориентированных фрагментов с высокоугловыми границами. Указанная схема эволюции структуры реализуется при непрерывном накоплении в материале деформационных дефектов (дислокационно-дисклинационном упрочнении). Но при изменении температуры, давления и скорости деформации в материале могут развиваться и другие структурообразующие процессы: динамический возврат, динамическая рекристаллизация, сдвиговое фазовое превращение, инициированное давлением. Кроме того, в зависимости от температуры, давления, ЭДУ материала, оказывающих влияние на подвижность дислокаций, может происходить смена механизмов деформации, например, активизироваться деформационное двойникование.

Исследование стадийности деформации – важный методический подход, позволяющий связать сопровождающие деформацию структурообразующие процессы и механизмы деформации, реализующиеся на каждой из стадий, с коэффициентами упрочнения материала и измельчения элементов его структуры, а также с типом последней. Такой подход позволяет понять, почему при одинаковом методе деформации и казалось бы, одинаковых параметрах деформации в разных материалах наблюдаются различные тенденции изменения структуры и твердости.

Непрерывное деформационное упрочнение, наблюдаемое в железе и конструкционных сталях, приводит к формированию однородной субмикрокристаллической (СМК) структуры. Деформация на стадии СМК структуры приводит к измельчению ее элементов и упрочнению материалов. Такие же стадии были выявлены в никеле. Однако на стадии СМК структуры значения коэффициентов увеличения твердости и уменьшения размеров элементов структуры оказались близкими к нулю, так как в никеле на стадии СМК структуры доминирует динамический возврат, определяющий предел измельчения элементов структуры.

В металлах и сплавах с низкой ЭДУ или при понижении подвижности дислокаций за счет снижения температуры деформации, наряду с трансформацией ячеистой структуры происходит образование высокоугловых разориентировок в результате появления полос сдвига и деформационных двойников. Особенность пластических ротаций в полосовых структурах приводит к тому, что на последней стадии сохраняется непрерывное изменение ориентировки в пределах полосы. Тем самым, формирование СМК структуры задерживается. К аналогичным результатам приводит образование фазы высокого давления.

Развитие динамической рекристаллизации требует принципиально иного подхода к анализу стадий структурообразования, поскольку структура определяется не степенью деформации, а ее температурно-скоростными условиями.

Работа выполнена по теме «Структура» № г.р.01201064335 и при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ №11-03-00401-а.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МЕДИ И БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРЕССОВАНИЯ

Хомская И.В.[1], Зельдович В.И.[1], Макаров А.В.[2], Хейфец А.Э.[1], Фролова Н.Ю.[1], Шорохов Е.В.[3]

[1]Россия, Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
khomskaya@imp.uran.ru
[2]Россия, Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
makarov@imash.uran.ru
[3]Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики, Снежинск

Высокоэнергетические воздействия открывают возможность создания объемных наноструктурированных (НС) материалов в течение микросекундных интервалов времени за счет импульсных источников энергии, без использования энергоемкого и дорогостоящего прессового оборудования. Метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (г. Снежинск), позволяет реализовать сверхвысокие скорости (до 10^5 c^{-1}) деформирования материалов. В наших предыдущих работах было показано, что на результирующую структуру материала при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформация сдвига и ударно-волновая деформация сжатия. Установлено, что формирование НС-меди при ДКУП происходит в результате высокоскоростных циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации. Поэтому представляло интерес провести измерения твердости и удельной контактной твердости НС-бронзы (Cu-0,09%Cr-0,08%Zr), полученной методом ДКУП, оценить способность НС-бронзы выдерживать механические нагрузки без остаточного формоизменения, а также сравнить полученные результаты с аналогичными характеристиками НС-меди (99,8%Cu). Показано, что наноструктурирование меди методом ДКУП обеспечивает увеличение твердости по Виккерсу, по Мартенсу и твердости вдавливания в 1,4 раза по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием. Еще более значительный рост указанных характеристик прочности (в 2,4-2,8 раза) при одновременном повышении контактного модуля упругости достигается при ДКУП бронзы. Структурное исследование показало, что более существенное упрочнение бронзы (по сравнению с медью) связано с частичным выделением наночастиц фаз старения в процессе ДКУП. Таким образом, установлена повышенная способность НС-меди и, особенно, НС-бронзы выдерживать механические контактные нагрузки без пластического деформирования по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием.

Исследование термической устойчивость полученных неравновесных состояний показало, что зависимости микротвердости НС-меди и НС-бронзы от температуры отжига качественно различные. Увеличение температуры отжига приводит к снижению микротвердости НС-меди, что обусловлено развитием релаксационных процессов возврата (при 100-150°С), рекристаллизации (150-220°С) и переходу в крупнозернистое состояние (при 400°С). Иная картина наблюдается при нагреве НС-бронзы. Нагрев до 350°С не изменяет, а отжиг при 400°С повышает микротвердость бронзы за счет дополнительного выделения наночастиц (5-10 нм) фаз старения. Рекристаллизация начинается при 500°С и заканчивается при 600°С, но даже нагрев до 700°С не приводит к существенному росту зерна (5-6 мкм) и разупрочнению бронзы, как это наблюдалось при нагреве меди до 300-400°С. Таким образом, легирование меди микродобавками хрома (0,09%) и циркония (0,08%) повышает ее твердость на 1000 МПа и термическую стабильность на 350°С.

Работа выполнена по плану РАН (№ г.р.01201064335) и при частичной поддержке РФФИ (№ 11-03-00047) и проектов Президиума РАН (№ 12-П-2-1030), УрО РАН (№ 12-Т-1-1010).

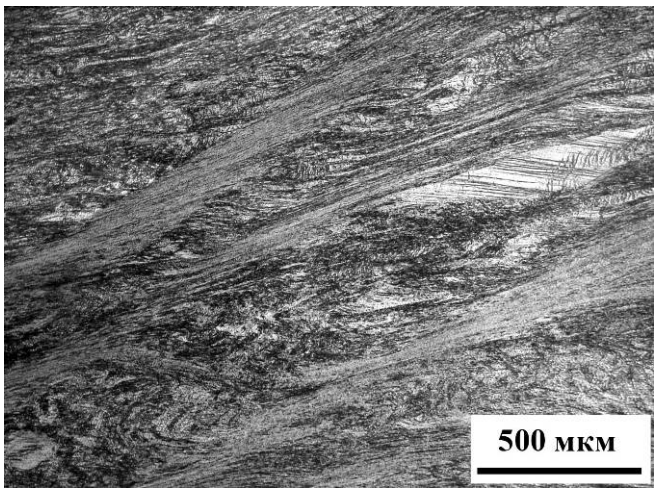
ДИНАМИЧЕСКОЕ КАНАЛЬНО-УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ

Зельдович В.И.[1], Шорохов Е.В.[2], Хомская И.В.[1], Фролова Н.Ю.[1], Хейфец А.Э.[1]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
zeldovich@imp.uran.ru
[2]РФЯЦ-ВНИИТФ им. акад. Е.И.Забабахина, Снежинск, Россия

Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) представляет собой высокоскоростной вариант равноканального углового прессования. Разработаны два метода ДКУП: инерционный и поршневой. В первом методе разогнанный энергией взрыва до скорости ~300 м/с образец длиной ~65 мм проходит по инерции каналы, расположенные под углом 90 градусов друг к другу, за время ~500 мкс. Скорость деформации в очаге деформации составляет ~10^5 $с^{-1}$. Во втором методе разгоняется поршень и, ударяя по находящемуся в первом канале образцу, сообщает ему энергию, необходимую для прохождения каналов.

Установлено периодическое изменение макроструктуры деформированных ДКУП образцов, что указывает на скачкообразный характер деформации. На продольных сечениях, как правило, выявляются наклонные полосы локализованной деформации, которые чередуются с полосами, в которых степень деформации меньше. На рисунке показана микроструктура полос в бронзе, подвергнутой ДКУП в четыре прохода.



Полосы локализованной деформации имеют слоистое строение, между полосами деформация металла образует волны и вихри [1]. В титане полосы локализованной деформации состоят из мелких рекристаллизованных зерен размером 1-2 мкм [2]. Механическая энергия локализованной деформации превращается в теплоту, которая вследствие низкой теплопроводности титана остается локализованной и приводит к повышению температуры выше температуры рекристаллизации титана (~600°C). Деформированная часть структуры титана состоит из зерен и субзерен размером 200-300 нм. Полосы локализованной деформации в бронзе состоят из зерен и субзерен таких же размеров, рекристаллизация не происходит, но имеет место динамическая полигонизация.

Установлено, что ДКУП титана повышает механические свойства до уровня, близкого к тому, который получается после равноканального углового прессования. Таким образом, ДКУП может быть рекомендовано как метод интенсивной пластической деформации объемных металлических материалов.

Работа выполнена по плану РАН, при частичной поддержке РФФИ (грант 11-03-00047) и проекта Президиума РАН (№12-П-2-1030).

[1] Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А. Структура хромоциркониевой бронзы, подвергнутой динамическому канально-угловому прессованию и старению // ФММ. 2013. Т.114. №5. С.449-456.

[2] Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Жгилев И.Н., Хейфец А.Э., Хомская И.В. и др. Структура титана после динамического канально-углового прессования при повышенной температуре // ФММ. 2009. Т.108. №4. С.365-370.

IN SITU РЕГИСТРАЦИЯ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ СДВИГЕ ПОД ВЫСОКИМ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА

Печина Е.А., Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Ладьянов В.И.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
el_pechina@mail.ru

Метод непрерывной регистрации крутящего момента при ИПД кручением позволяет обнаружить образование и растворение фаз в сплавах непосредственно в процессе деформации [1]. Эволюция структуры оценивается из сравнения кривой «момент кручения (M) – число оборотов наковальни (n)», полученной для исследуемого материала, с эталонной для чистого металла. На кривой M(n) для чистых металлов можно выделить стадии пластического течения, тогда как для сплавов - характерные участки, обусловленные образованием и/или растворением фаз в ходе проведения ИПД кручением. Для достоверного описания стадийности пластической деформации и ее связи со структурно-фазовыми превращениями в сплавах с привлечением этого метода представляет интерес изучение влияния количества второй фазы и ее деформационного поведения на характер кривой момента кручения от числа оборотов.

С целью изучения влияния количества второй фазы на зависимости сопротивления деформации в работе проведены исследования образцов систем Al-Al_2O_3 и Cu-Zn в наковальнях Бриджмена при сдвиге под квазигидростатическим давлении. В качестве объектов с устойчивой к растворению второй фазой выбрана система Al-Al_2O_3. Для этого использованы компакты порошков алюминия марки ПА-1 с разной степенью дисперсности в диапазоне от 50 до 750 мкм, что позволило варьировать количество оксида алюминия в металлической матрице без дополнительного его введения. Для изучения объектов с растворимым компонентом и образующим ряд различных фаз использована система Cu-Zn с перитектическими превращениями. Для этого приготовлены компакты порошков меди и цинка, а также отливки α- и (α+β')-латуни. Деформация образцов проведена с непрерывной регистрацией момента кручения в наковальнях Бриджмена с наконечниками из стали ШХ15 по методике [2]. Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТ-3. Металлографические исследования проведены на микроскопе Neophot 21. Рентгеноструктурный и фазовый анализ проведен с использованием ДРОН-6. Анализ на содержание кислорода в компактах выполнен на анализаторе МЕТАВАК-АК.

Показано, что метод непрерывного измерения крутящего момента в процессе ИПДК в наковальнях Бриджмена позволяет успешно *in situ* определять стадии пластической деформации в материалах и с малой долей второй фазы. На примере компактов Al порошков с различной дисперсностью определена стадия максимального упрочнения и показана чувствительность метода к степени дисперсности порошков, наличию малого (0,1 - 1,2 мас.%) количества оксида алюминия. Для компактов Cu-Zn выявлено образование фаз из высококонцентрированной области равновесной диаграммы состояния. При деформации (α+β')-латуни с различным содержанием второй фазы метод позволил зарегистрировать стадию деформационно-индуцированного растворения β'-фазы.

[1] Печина Е.А., Иванов С.М., Ладьянов В.И., Чуков Д.И., Дорофеев Г.А., Кузьминых Е.В., Мокрушина М.И. // Деформация и разрушение материалов. 2013. №4. С.41-48.
[2] Иванов С.М., Печина Е.А., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Пилюгин В.П., Кузьминых Е.В. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т.79, №7, ч.I. С.49-51.

БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Хаймович П.А., Шульгин Н.А.

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

Барокриодеформирование (БКД), представляющее собой деформирование металлов в условиях всестороннего сжатия при криогенных температурах [1], позволяет получать структуры высокой дисперсности, определяющие такие физико-механические характеристики, приобретение которых зачастую нереализуемо в иных условиях деформирования [2]. Если результаты, полученные на алюминии и меди, никеле и хроме, имеют прежде всего академический интерес, то реализация пластического деформирования в таких условиях широкого круга технических металлов и сплавов представляют практический интерес. Объектами исследования в этом направлении избирались титан и цирконий, а также различные сплавы на их основе, железо как в чистом виде, так и с различным содержанием углерода, стали разного состава, сложные сплавы.

Фактор наличия всестороннего сжатия, имеющий место при БКД, предопределяет отсутствие у получаемых экструдатов склонности к хрупкому разрушению, несмотря на очень высокие упругие характеристики. Этот же фактор обеспечивает значительно более высокую термоустойчивость свойств по сравнению с другими видами криогенного деформирования (прокаткой, волочением и др.), не говоря о том, что для многих материалов эти виды деформирования при низких температурах просто нереализуемы.

На примере стали Х18Н10Т может быть проиллюстрирована не только эффективность понижения температуры упрочняющего деформирования (рис. 1), но и неожиданные возможности применения ее в ответственных узлах экструзионных устройств.

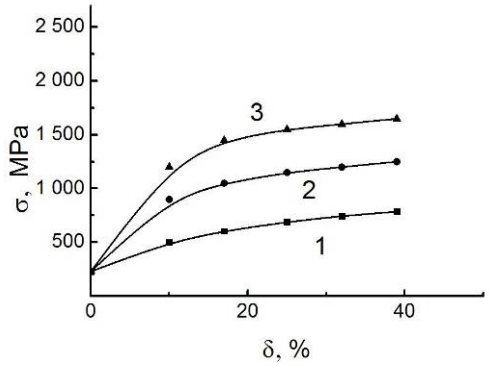


Рис. 1. Предел текучести стали Х18Н10Т, претерпевшей БКД при 300 (1), 77 (2) и 20,4 К (3).

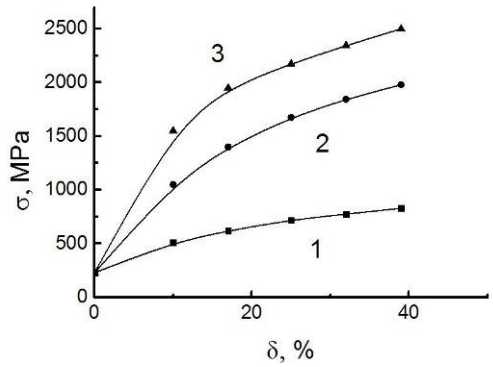


Рис. 2. Предел текучести стали Х18Н10Т, состаренной после БКД при 300 (1), 77 (2) и 20,4 К (3).

(δ – степень деформации стали Х18Н10Т при барокриодеформировании)

Особенностью сталей этого класса является возможность повышения их прочностных характеристик состариванием образующегося при их деформировании мартенсита. Но если известные способы деформирования переводят в мартенсит только часть исходного аустенита, то при БКД это переход можно довести практически до 100%. В результате удается обычную сталь Х18Н10Т превратить в материал с такими характеристиками (рис. 2), которые позволяют использовать его для изготовления пуансонов для низкотемпературных экструзионных узлов, самого ответственного элемента устройств для осуществления БКД.

[1] Хаймович П.А. На пути к барокриодеформированию. В кн. Перспективные материалы, т.3, ТГУ, МИСиС, 2009, с. 363-406.
[2] Хаймович П.А. Физика и техника высоких давлений. Т.23, №1, стр. 56-67.

МЕХАНИЗМЫ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Пилюгин В.П.

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

В работе обобщены данные по влиянию давления – интенсивного термодинамического параметра - на дефекты кристаллического строения и пластичность переходных (3*d*-5*d)* - металлов и сплавов. Заметное влияние давления начинается с величин сопоставимых с упругими модулями металлов, и знак действия давления определяется знаком изменения объёма при появлении и/или исчезновении единичных дефектов кристаллической решётки различной топологии. В сложных случаях влияние давления определяется суперпозицией изменения объёма совокупности дефектов и фазового превращения. Несмотря на то, что тема разрабатывается не менее века и данные обобщены в ряде монографий, но числом не более полутора десятка. Основная причина слабой изученности действия давления на структуру и поведение дефектов, и, соответственно на механические свойства металлов - техническая сложность барических экспериментов и математические трудности нелинейной теории упругости и пластичности. В представленной работе проведены расчёты влияния давления на точечные и линейные дефекты, а именно, на концентрацию равновесных вакансий и междоузельных атомов. Рассмотрены случаи барического влияния на строение дислокационного ядра, на взаимодействие плоского скопления дислокаций с трещиной и на подвижность дислокаций. Повышение давления способствует активации новых систем скольжения дислокаций и упорядочению дислокационных структур по типу дислокационной ячеистой.

Приводятся экспериментальные данные влияния давления на пластичность переходных металлов, в том числе малоисследованных тугоплавких, за счёт барического снижения температуры вязко-хрупкого разрушения. Установлено, что ряд высокомодульных тугоплавких металлов, независимо от типа кристаллической решётки - Nb, Ta, Mo, Ir, в условиях сильного сжатия до P = (0,08 - 0,12) G от модулей сдвига в условиях холодной 290 К и низкотемпературной 80 К деформаций проявляют высокий ресурс пластичности, до сильной структурной фрагментации с образованием нанокристаллических структур. Установлено, что для самых тугоплавких металлов, таких как Re и W давление 17-18 ГПа, недостаточно для холодной деформации при 290 К без образования трещин. Однако повышение температуры до теплых режимов обработки при 550-650 К, при прочих равных условиях, приводит к весьма удовлетворительным результатам обработки на большие степени без разрушения, с высоким 7,5-8 кратным упрочнением за счёт фрагментации структуры до размера кристаллитов 15-30 нм. Приводятся данные измерений энерго-силовых параметров обработок ряда металлов от температурно-скоростных и барических условий деформирования. Механические данные сопоставлены со структурным состоянием металлов и сплавов. Работа поддержана проектом Президиума РАН № 12-П-2-1053 и выполнена по теме «Импульс».

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПРОКАТКИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Антонова О.В., Волков А.Ю., Каменецкий Б.И., Комкова Д.А.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
olgaanton4@gmail.com

Для экспериментов был взят слиток технически чистого магния. В структуре слитка наблюдается крупнозернистое состояние и столбчатая структура, в которой средняя вытянутость зерен составляла 3.2 ($h_{ср}/d_{ср}$=7,7мм/2,4мм). Из такого слитка вырезалась цилиндрическая заготовка высотой 50 мм, которая подвергалась интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной температуре. В результате применения оригинальной методики и специальной оснастки за одну операцию такого воздействия из цилиндра формируется полоса толщиной 1 мм. Было установлено, что полученная полоса обладает повышенной пластичностью и может быть деформирована прокаткой при комнатной температуре практически до любой толщины. В данной работе изучались структура и свойства исходной полосы из магния толщиной 1 мм и тонких лент, полученных прокаткой полосы до 120 мкм и 10 мкм.

На дифрактограмме с плоскости полосы 1 мм на фоне слабых линий {hkl} наблюдается очень интенсивный пик (002), что свидетельствует о формировании текстуры базиса. Прокатка увеличивает интенсивность пика (002), однако и для 10 мкм ленты фиксируются слабые отражения других линий {hkl}. С помощью ТЭМ-анализа обнаружено, что в фольге, изготовленной из 1 мм полосы, преимущественно наблюдаются новые рекристаллизованные зерна размером около 5 мкм. В некоторых участках новые зерна окружены колониями из более мелких зерен (до 1 мкм). В лентах толщиной 120 мкм и 10 мкм микроструктура неоднородна и также представляет собой новые рекристаллизованные зерна (около 3 мкм), окруженные зернами с развитой субструктурой или ультрамелкими зернами (до 200 нм). С уменьшением толщины ленты наблюдается все более мелкая микроструктура. Следует добавить, что двойниковая мода деформации не была обнаружена.

Результаты механических испытаний ленты толщиной 120 мкм приведены ниже. Скорость растяжения составляла 0.2 мм/мин (или 7 х 10^{-5} сек$^{-1}$). Образцы отжигались в интервале температур от 100 до 300^{o}C, продолжительность отжигов составляла 3 час.

Температура отжига, ^{o}C	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности, σ_{B}, МПа	Пластичность, δ, %
Исходное состояние: фольга после прокатки	117	149	11.2
100	117	154	12.8
150	118	156	15.0
200	119	173	9.4
250	87	164	7.4
300	66	139	3.0

Таким образом, повышенная пластичность магния объясняется ультрамелким зерном, сформировавшимся в полосе в результате ИПД при комнатной температуре, и непрерывной динамической рекристаллизацией в ходе последующей деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН: проект №12-У-2-1007.

ВЛИЯНИЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V

Нохрин А.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Копылов В.И.[2], Бахметьев А.М.[3], Сандлер Н.Г.[3], Тряев П.В.[3], Козлова Н.А.[1], Чегуров М.К.[1], Лопатин Ю.Г.[1], Грязнов М.Ю.[4], Кузин В.Е.[1], Мелехин Н.В.[1], Смирнова Е.С.[1]

[1]Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия
[2]Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
[3]ОАО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия
[4]Институт проблем машиностроения ННЦ РАН, г. Нижний Новгород, Россия
Nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является поиск путей формирования в титановых сплавах однородной термически стабильной субмикрокристаллической (СМК) структуры с одновременно повышенной прочностью и коррозионной стойкостью.

СМК структура в сплаве ПТ3В была сформирована методом РКУП при скорости 0.4 мм/с и температуре 450-475 ^{o}C. Средний размер зерна после N=4 циклов РКУП составляет 0.5 мкм. (В состоянии до РКУП – 25-30 мкм).

Полученный СМК сплав имеет повышенную термическую стабильность - процесс роста зерен в и в крупнозернистом, и в СМК сплаве начинается после отжига при температуре отжига 773 K.

Зависимость предела макроупругости (σ_o) и предела текучести ($\sigma_т$) от числа циклов РКУП (N) имеет монотонный характер – при увеличении N от 0 до 4 наблюдается повышение σ_o и $\sigma_т$ от 450 до 750 МПа и от 600 до 1020-1050 МПа, соответственно. Твердость СМК сплава ПТ3В составляет H=3.5-3.6 ГПа. Важно отметить, что одновременно с высокой прочностью СМК сплав при комнатной температуре имеет и высокую пластичность - удлинение до разрыва составляет δ=47.5-50%, что более чем в 1.5 раза превосходит удлинение до разрушения для крупнозернистого сплава (δ=28%). Характер излома преимущественно вязкий.

С повышением температуры деформации от 873 K до 1073 K при скорости $3.3\cdot10^{-3}$ c^{-1} в СМК сплаве наблюдается уменьшение напряжения течения от 165 МПа до 70 МПа с одновременным повышением пластичности от 225% до 475%. В крупнозернистом сплаве аналогичное повышение температуры деформации приводит к уменьшению напряжения течения от 355 МПа до 120 МПа и повышению пластичности от 85% до 220%. На изломе образца СМК сплава ПТ3В после испытаний при повышенной температуре видны волокнистая зона и зона среза, а также отчетливо видны ямки, характеризующее вязкое разрушение.

Испытание на горячую солевую коррозию показывают, что глубина прокорродировавшего слоя в СМК сплаве в 4-5 раз меньше, чем в крупнозернистом материале. При этом СМК сплав ПТ3В обладает в 9 раз более высокой стойкостью к зарождению коррозионно-усталостной трещины по сравнению с обычным сплавом.

В работе показано, что повышение стойкости к межкристаллитной коррозии и температуры начала рекристаллизации в СМК сплаве ПТ3В связано с диффузионным перераспределением алюминия на границах зерен титана.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ В ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ (0,8% N) Cr-Mn-СТАЛИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Березовская В.В.[1], Валиев Р.З.[2], Хадыев М.С.[1], Соколовская Ю.А.[1]

[1]УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
ber6141@yandex.ru
[2]Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Уфа, Россия

Высокоазотистые (≥ 0,4 масс.% N) коррозионностойкиеаустенитные стали (ВАС) в настоящее время имеют преимущество перед другими сталями данного класса по прочности и пластичности, а также как перспективные материалы сберегающих технологий.

В работе исследована высокоазотистая (0,8% N) аустенитная сталь 06Х18АГ19М2 после интенсивной пластической деформации методом РКУ-прессования, котораяпроводилась на оборудовании Института физики перспективных материалов УГАТУ (г. Уфа) методом равноканального углового прессования (РКУП) с углом пересечения каналов 120°. Закаленную сталь деформировали при температуре 450°Спо маршруту Вс в несколько проходов, получив три степени деформации e = 2,4; 4,8 и 9,6, в результате чего твердость стали повысилась более чем в 2 раза и составила 52HRC.

Электронно-микроскопическими исследованиями показано, что деформация аустенита при РКУП протекала путем скольжения и двойникования, при этом фазовых превращений в аустените не наблюдалось. Количество систем двойникования и плотность дислокаций зависели от степени деформации. Аустенит фрагментировалсядислокациями высокой плотности и двойниками по одной–двум (e = 2,4) и более (e = 4,8 и 9,6) семействам плоскостей. Разориентировка фрагментов в среднем составила 5–6°. После РКУП с e = 4,8 наблюдалось развитие процесса. Угол разориентировки фрагментов составил 8–10º. Местами наблюдалось сильное искривление пресекающихся двойников; вторичное двойникование с размером двойников 60нм. Дислокационные фрагментыв отличие от двойниковых были более правильной формы, хотя размер составлял около 400 нм. Основной особенностью степени деформации e = 9,6 были более тонкие двойники (40 нм) и уменьшение размеров дислокационных фрагментов (175 нм). После всех исследованных режимов РКУП сталь 06Х18АГ19М2 сохранила достаточный запас пластичности без признаков мартенситных превращений и начала разрушения. Таким образом, в работе получены следующие результаты.

1.Показана возможность объемного наноструктурирования высокоазотистой аустенитной стали 06Х18АГ19М2 путем многоциклового РКУ-прессования, которое приводит к значительному упрочнению стали;

2.Высокая стабильность γ-твердого раствора к мартенситным превращениям в процессе РКУП при всех исследованных степенях деформации (e=2,4, 4,8 и 9,6), обеспечивает стали необходимую для данного класса материалов немагнитность в широком интервале температур и степеней деформации;

3.Показана эволюция структуры исследованной ВАС в процессе РКУ прессования. Установлено, что основной механизм пластической деформации и формирования наноструктуры стали – двойникование, что с учетом высокой пластичности и вязкости стали, позволяет отнести ее к сталям с выраженным TWIP-эффектом.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 11-03-00065-а.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОМЫШЛЕННЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Al-Cu-Li, ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГАМ

Кайгородова Л.И.[1], Распосиенко Д.Ю.[1], Пушин В.Г.[1], Пилюгин В.П.[1], Смирнов С.В. [2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
dmitrijrasp@gmail.com

Коллективом авторов был выполнен цикл работ, посвященных исследованию структурных и фазовых превращений сплавов 1450 (Al-2%Li-3%Cu-0,1%Zr) и 1469 (Al-3,2%Cu-1,2%Li-0,4%Ag-0,3%Mg-0,09%Zr-0,11%Sc), подвергнутых мегапластической деформации (МПД) кручением под высоким давлением при комнатной температуре в наковальнях Бриджмена с целью получения в них субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структур. Формирование в исследуемых сплавах рекристаллизованной СМК - или НК - структуры достигалось низкотемпературными отжигами при 190 и 150 °С в течение 10 и 15 ч, соответственно.

Сплав 1450. В сплаве 1450, независимо от режимов МПД и постдеформационного отжига, НК- структуры создать не удалось. Тем не менее, было обнаружено, что образование в этом сплаве СМК- структуры (размер зерен 150 – 400 нм) способствует изменению его фазового состава и характера зарождения и роста выделившихся фаз. Поэтому для получения в сплаве 1450 НК – структуры, использовали его комплексное легирование элементами Sc и Mg. После МПД в легированном сплаве 1450 происходит формирование равноосных нанофрагментов (НФ). Возрастание степени деформации приводит к уменьшению их размеров от 150 до 40 нм и к более однородному распределению по размерам. Наряду с НФ после МПД выявляются равноосные нанозерна (НЗ) того же размера. Плотность распределения рекристаллизованных НЗ, присутствующих в сильнодеформированном сплаве, повышается при увеличении деформации.

Было обнаружено, что при низкотемпературном отжиге при 150 °С в течение 15 ч. одновременно реализуются рекристаллизация, сопровождающаяся трансформацией НФ-структуры в НК-, и распад пересыщенного твердого раствора, в процессе которого преимущественно гетерогенно выделяются стабильные фазы T_2 (Al_6CuLi_3) и S_1 (Al_2LiMg) в форме дисков. Возрастание деформации приводит к увеличению плотности распределения и размеров частиц каждой из фаз в 2 раза.

Сплав 1469.Использование МПД приводит к образованию в сплаве 1469, как и в сплаве 1450, НФ- структуры. В то же время, структуры этих сплавов имеют ряд различий. Во-первых, в сплаве 1469 практически сразу после МПД, независимо от ее режима, на фоне НФ выявляются образовавшиеся в процессе динамической рекристаллизации НЗ диаметром 20 - 50 нм. Во-вторых, в сплаве 1469 сразу после деформации или в ее процессе реализуется распад пересыщенного твердого раствора с преимущественным выделением фазы T_2. Возрастание степени МПД активизирует процессы динамической рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора. Вместе с тем, при всех режимах МПД частицы сохраняют высокую степень дисперсности (их диаметр не превышает 1 – 5 нм) и зарождаются преимущественно на границах НФ и НЗ.

При отжиге в сильнодеформированном сплаве 1469 образуется рекристаллизованная НК- структура с размером НЗ 30 – 70 нм. Границы НЗ после отжига остаются неравновесными. Отжиг сильнодеформированного сплава не приводит к изменению его фазового состава. Также, как и после МПД, в нем присутствуют мелкодисперсные частицы фазы T_2.

ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Петрова А.Н.[1], Бродова И.Г.[1], Чикова О.А.[2]

[1]ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
petrovanastya@yahoo.com
[2]УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

В данной работе методом наноиндентирования измерены модули Юнга и твердость ультрамелкозернистых (УМЗ) алюминиевых сплавов различного состава. Образцы промышленных конструкционных Al-Mn (АМц) и Al-Zn-Mg-Cu (В95) сплавов с УМЗ структурой были получены методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Было показано, что при разных режимах динамического прессования (скорости движения образца и числе циклов) формируется широкий спектр структурных состояний, характеризующийся различными механизмами образования, размером зерен (200-600 нм), состоянием межзеренных границ, уровнем внутренних напряжений, спектром разориентировок границ, соотношением долей фрагментированной и рекристаллизованной структур.

Измерение модуля Юнга и твердости микрокристаллитов проводили методом наноиндентирования с помощью Наносклерометрического модуля Зондовой НаноЛаборатории NTEGRA (НТ-МДТ, Зеленоград, Россия). Опыты осуществляли в условиях непрерывного нагружения линейно нарастающей во времени нагрузкой до 1мН при комнатной температуре. Для обработки результатов испытаний использовали метод Оливера и Фара. В основе метода лежит использование пьезорезонансного зондового датчика камертонной конструкции с высокой изгибной жесткостью консоли (~10^4 Н/м). При проведении эксперимента применялся зондовый датчик типа SPM Probe NSC15/AIBS (Tip radius<10 nm), в качестве рабочей части которого используется алмазная призма Берковича.

На основе полученных результатов выявлен характер изменения модуля Юнга в УМЗ сильнодеформированных алюминиевых сплавах. На примере сплава В95 показано, что повышение дефектности структуры, а именно, плотности дислокаций, доли высокоэнергетических неравновесных границ и упругих напряжений, приводят к снижению модуля Юнга на 11 %. Переход от фрагментированной структуры к рекристаллизованной структуре в сплаве АМц, сопровождающийся релаксацией внутренних напряжений, снижением плотности дислокаций и совершенствованием границ кристаллитов, вызывает рост модуля Юнга на 15%.

Высокопрочное состояние алюминиевых сплавов может быть получено в результате зернограничного, субструктурного (дислокационное, наклеп), твердорастворного и дисперсионного упрочнения. В исследованных материалах метод наноиндентирования дает возможность оценить эффект упрочнения связанный с наличием решеточных дислокаций и их скоплений. В результате экспериментов получены средние значения нанотвердости ($H_п$) УМЗ образцов и ее дисперсия S^2. Дисперсию свойств использовали для оценки структурной неоднородности материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект №11-03-00047) и Программы президиума РАН (проект №12-П-2-1009).

УЛУЧШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕТОНА ПУТЕМ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ЦЕМЕНТА

Андреева А.В., Давыдова Н.Н., Буренина О.Н.

Институт проблем нефти и газа СО РАН, Якутск, Россия
aita1973@mail.ru

Несоответствие фактической и заявленной марки цемента, нарушение правил его транспортировки и хранения негативным образом влияют на качество и себестоимость цементных материалов и на все строительство в целом.

Необходимо улучшение эксплуатационных характеристик цементных материалов, таких как прочность, водо- и морозостойкость, и долговечность, в том числе при использовании цемента, хранившегося длительное время. Для достижения этого целесообразно использование механоактивационных технологий повышения качества длительно хранившихся цементов, а также исследование влияния минеральных добавок на свойства бетонов, изготовленных на основе аналогичных условиях хранения после его измельчения, что может обеспечить повышение эксплуатационных свойств цементных материалов.

В качестве вяжущего использовали портландцемент ПЦ 400 Д0 производства ОАО ПО «Якутцемент». В качестве заполнителя использовался речной песок из поймы реки Лена

В представляемой работе механоактивации подвергали цемент после года хранения, которую проводили на 3 типах лабораторных мельниц, реализующих метод свободного удара: лабораторная шаровая, планетарная (АГО-2 и Пульверизетте-6) и центробежная (ЦЭМ-7).

Механоактивация позволяет повысить удельную поверхность цемента до уровня исходного и даже выше. Установлено, что наилучший эффект получен при механоактивации в планетарной мельнице АГО-2: удельная поверхность цемента повышается в 1,8 раза по сравнению с исходным цементом и в 2 раза по сравнению с лежалым.

Исследования гранулометрического состава исходного свежего цемента и залежалого цемента со сроком хранения 1 год, механоактивированных в разнотипных активаторах, проведены методом лазерной гранулометрии на «MicroSizer-201», где определены размеры частиц в интервале 1-300 мкм. Измельчение в шаровой и планетарных мельницах приводит к получению порошка с малым разбросом по размерам.

Прочностные характеристики определены стандартизованными методами. Морозостойкость бетона определили ускоренным методом по ГОСТ 10060.3-95 с замораживанием (при t = (-55) ^{o}C–(-60) ^{o}C) и оттаиванием образцов в 5 %-ном растворе NaCl (t = 18 ^{o}C). Количество циклов 8, что соответствует марке по морозостойкости F300.

Изучение микроструктуры мелкозернистых бетонов позволило обосновать наилучшие результаты по прочности образцов при проведении механоактивации в планетарной мельнице АГО-2.

Таким образом, можно утверждать, что механоактивация цемента приводит к более полной гидратации и как следствие к повышению эксплуатационных характеристик.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ НАГРУЗОК ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СКОРОСТЯХ

Игнатова А.М., Полищук В.П., Шурупов А.В., Котов А.В.

Россия, Пермь, ПНИПУ, Россия, Шатура, ОИВТ РАН
Ignatovaanna2007@rambler.ru

Синтетическими минеральными сплавами (симиналами) называют неорганические неметаллические материалы, состоящие из оксидов ультраосновного или основного характера, на основе диоксида кремния. С точки зрения строения симиналы обладают многофазной структурой, они содержат две и более кристаллические фазы и как минимум одну аморфную, однако, при этом симиналы не относятся к стеклокристаллическим материалам, поскольку обладают склонностью к кристаллизации без дополнительного модифицирования. Однако, сведений о диссипативной способности симиналов при ударно- волновом воздействие нет.

Цель настоящего исследования оценить диссипативную способность симиналов через из фрагментационное разрушение после ударно-волнового воздействия на различных параметрах с использованием рельсотрона.

Высокоскоростной удар, был осуществлен с использованием рельсотрона. Было проведено два эксперимента. В первом, мишень представляла собой диск 80 мм диаметром и 33 мм высотой, во втором диск диаметром 80 мм диаметром и 100 мм высотой. Мишень была помещена в расстоянии 0.45 м от дула рельсотрона.

Для мишени D=80 мм, h=33 мм разрушенной на скорости пробойника V=2650 м/с установлено, что общий вес фрагментов составил 123,83 г и их общее число составило 141313. Общий вес частиц в этом диапазоне составил 146,273 г, общее количество частиц составило 141178,2. Для мишени D=80 мм, h=100 мм разрушенной на скорости пробойника V=3000 м/с установлено, что общий вес фрагментов составил 318,24 г и их общее число составило 160390,36. Общий вес частиц в этом диапазоне составил 223,07 г, общее количество частиц составило 160099.

Таким образом, установлены особенности диссипативного поведения материала. Увеличение скорости воздействия приводит к увеличению количества мелкодисперсных частиц, изучение размера которых может осуществляться только методами электронной микроскопии, что позволяет говорить о, том что симиналы способны диссипировать и более интенсивные энергетические воздействия пробойника.

[1] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. – М.: Янус-К, 1996 – 407 с.
[2] Ignatova A.M. Shock Metamorphism of Petrurgical Materials: Synthetic Mineral Alloys // Glass and Ceramics: Volume 70, Issue 1 (2013), P. 34-38
[3] Игнатова А.М., Артемов А.О., Чудинов В.В., Игнатов М.Н., Соковников М.А. Возможности использования симиналов для изготовления литого бронезащитного элемента газотурбинного двигателя транспортного средства. - Материалы IV Международной НПК «Теория и практика современной науки». – Москва: Изд-во «Спецкнига». - 2011.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И РАЗРУШЕНИЕ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ НА СЖАТИЕ, ИЗГИБ И СДВИГ

Игнатова А.М., Артемов А.О., Мерзляков А.Ф., Игнатов М.Н., Антонов Б.Ю., Каминский М.М.

Россия, Пермь, ПНИПУ, ПГНИУ
ignatovaanna2007@rambler.ru

Синтетическими минеральными сплавами (симиналами) называют оксидные литые материалы, полученные из основных или ультраосновных горных пород или близких к ним по составу техногенных отходов, по технологии каменного литья (расплавление). Структура таких материалов неоднородна, анизотропна, со сложной структурной иерархией.

При испытаниях на сжатие разрушение образцов происходило постепенно, небольшие части образца откалывались от его поверхности, сердцевина образцов в той точке, где была приложена нагрузка оставалась целой даже после того как от него откололось уже 60% всего объема. Общий уровень предела прочности на сжатие испытуемого симинала составил порядка 230 МПа. Кривые, полученные в результате испытаний, имеют пилообразный характер, резкие, небольшие по высоте пики,

Максимальная сдвиговая нагрузка составляет 11 кН, это свидетельствует о характерном хрупком разрушении, так как этот материал обладает высокой прочностью на сжатие.

Как и в случаи экспериментов на сжатие, наличие на диаграмме пикообразных участков можно объяснить с позиции двойникования, образование в монокристалле областей с закономерно измененной ориентацией кристаллической структуры, то есть при действии нагрузки на образец, кристалл с измененной ориентацией, начинает поворачиваться и занимать более «выгодное» положение для оказания сопротивления действующей нагрузке. В результате чего образуется микротрещина и резкий кратковременный спад напряжения, но после происходит рост нагрузки, а кристалл занимает «нужное» ориентированное положение и образец продолжает сопротивляться действию нагрузки.

Дополняет комплекс методик по исследованию механических свойств симиналов при статических нагрузках испытания на изгиб при различных климатических условиях.

Были проведены эксперименты по динамическому механическому анализу, по данной методике, позволяют определить физические свойства твердых тел, в частности модуль упругости. Значение модуля упругости равное 6600 МПА еще раз свидетельствует о высоких прочностных характеристиках исследуемого материла (симинала), о его высокой жесткости и малой пластичности.

Таким образом, в данной работе подробно рассмотрен комплекс методик для исследования механических свойств синтетических минеральных сплавов при статических нагрузках. Все вышеуказанные методики апробированы на современном оборудование с программным обеспечением, рассмотрены технические и исследовательские возможности оборудования, оценены результаты как с точки зрения полноты результатов, так и с точки зрения точности на хрупком но очень прочном материале с неравномерной структурой. Результаты приведенные в работе позволяют рекомендовать данный комплекс методик для дальнейшего исследования механических свойств литых образцов симиналов всех разновидностей..

[1] Игнатова А.М., Мерзляков А.Ф., Ханов А.М. Методика и оборудование определение предела механической прочности на сжатие литых образцов синтетических минеральных сплавов.// «Вестник Пермского государственного технического университета «Машиностроение. Материаловедение» . - №3, т.12, 2010. – с. 123-133.

ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРНЫХ ПОРОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Кочанов А.Н.

ФГБУН Институт проблем комплексного освоение недр РАН, Москва, Россия
kochanov@mail.ru

Разрушение как процесс, принципиально развивающийся с течением времени, начинается с момента нагружения и характеризуется на начальной стадии своего протекания накоплением микродефектов, развитие которых вызывает изменение физико-механических свойств. Эти изменения свойств горных пород при определенных условиях, если разрушение не реализовано до конца в виде фрагментации, могут носить обратимый характер. Изучение этого обратного процесса залечивания и восстановления свойств важно для понимания общей физической природы разрушения [1]. С этой целью проведены экспериментальные исследования по оценке изменений упругих и прочностных свойств горных пород с течением времени после неразрушающего взрывного воздействия. Упругие свойства оценивались по скорости продольных волн, а определение предела прочности на растяжение осуществлялось методом раскалывания на отдельные пластины. В центре образцов размещался заряд, масса которого подбиралась с таким расчетом, чтобы исключить любые видимые нарушения образцов. По результатам экспериментов наблюдается значительное увеличение скорости продольных волн с течением времени после взрыва (Рис.1). Превышение значений скорости продольных волн на удаленных расстояниях от заряда своих первоначальных значений может быть вызвано реакцией среды на длительную ультразвуковую обработку при проведении измерений[2]. Установлено также, что значения предела прочности на растяжении исходных образцов песчаника, не подвергнутых взрывному воздействию, находится в диапазоне 5,0-9,0 МПа. В то время как значения прочности через 8-12 месяцев после взрыва, составляют 3-4 МПа, т.е. увеличение прочности образцов с течением времени после воздействия не наблюдается .

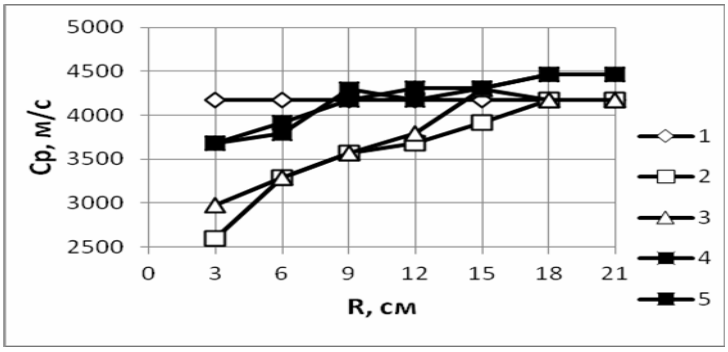


Рис. 1 Изменение скорости продольных волн на разном расстоянии от заряда с течением времени после взрыва в образце песчаника: 1 – непосредственно до взрыва; 2- после взрыва; 3- через день после взрыва; 4- 4,5 месяца после взрыва; 5 – через 8 месяцев после взрыва.

[1] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах/ Физика твердого тела. 2005. т.47. вып 5. С.801-807.

[2] Шамина О.Г., Паленов А.М., Стопинский З.И., Ткаченко В.С., Якушина Н.А. Влияние ультразвуковых вибраций на физико-механические свойства пород// Изв.АН СССР Физика Земли.1990 №8 С.9-101.

КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ ИЗОТРОПНЫХ И АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Алиев М.М., Каримова Н.Г., Волкова О.Н.

Альметьевский государственный нефтяной институт, Альметьевск, Россия
alievmm@rambler.ru, karimovang@mail.ru, volkovolga76@mail.ru

Новые материалы, такие как труднодеформируемые сплавы, однонаправленные композиты, изотропные полимеры требуют разработки критериев прочности, учитывающих существенность действия шарового тензора (гидростатического давления). Эксперименты показывают, например, что прочность изотропных полимеров лучше оценивается в случае применения для них критериев, пространственная геометрическая интерпретация которых, для зависимости первого инварианта тензора напряжения и второго инварианта девиатора напряжений при больших всесторонних сжимающих напряжениях, является круговым цилиндром. Результаты некоторых экспериментальных исследований также показали, что критерии, основанные на линейной и квадратичной зависимости напряжений текучести от гидростатического давления, позволяют удовлетворительно описывать поведение таких материалов при низких давлениях, а при достаточно высокой интенсивности шарового тензора линейные и квадратичные зависимости дают результаты, отличающиеся от экспериментальных.

В работе [1] проведено экспериментальное исследование зависимости прочностных свойств двух высокопрочных однонаправленных композитов (углепластика и стеклопластика) от величины наложенного высокого гидростатического давления. Результаты эксперимента показали, что прочность при растяжении в направлении армирования этих материалов возрастает с увеличением давления до некоторого уровня. Предлагаемая в работе [1] зависимость прочности от величины наложенного давления получена на основе экспериментальных данных. Сложность проведения опытов данного вида требует теоретической разработки этой зависимости исходя из результатов простейших экспериментов.

В данной работе рассматривается вариант построения предельной кривой в виде синусоидальной зависимости между первым инвариантом тензора напряжений и вторым инвариантом девиатора напряжений. Данная зависимость раскладывается по ряду Тейлора. Путем принятия из ряда двух членов (последующие составляющие ряда не оказывают существенного влияния) получен критерий прочности [2], содержащий только два неизвестных параметра, которые могут быть определены из простых испытаний на одноосное сжатие и растяжение материалов. Разработанный критерий прочности можно использовать для оценки прочности изотропных полимеров и армированных однонаправленных пластиков, работающих в условиях высокого давления, так как достоверность критерия подтверждается экспериментальными данными испытаний на прочность, заимствованными из различных источников литературы, а также сравнением с критериями, используемыми для этих материалов.

[1] Зиновьев П.А., Цветков С.В. Кулиш Г.Г. Прочность однонаправленных композитов в условиях высокого гидростатического давления // Механика композитных материалов. 2001. Т.37. №4. С. 451-462.

[2] Алиев М.М., Каримова Н.Г. Вариант критерия прочности для изотропных полимеров // Вестник СамГУ – Естественнонаучная серия. 2008. №8/2. С. 25-34.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОГО МИКРОЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННОГО НАГРУЖЕНИЯ И ИЗНОСА

Крылова С.Е.[1], Яковлева И.Л.[2], Терещенко Н.А.[2], Приймак Е.Ю.[1], Клецова О.А.[1]

[1]Орский гуманитарный технологический институт (филиал) ОГУ, Орск, Россия
[2]Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
krilova27@yandex.ru

Увеличение срока эксплуатации инструмента и его надежности влечет за собой необходимость проведения поисковых работ для разработки оптимального химического состава сплавов и способов их термической обработки, позволяющих получить максимальное упрочнение.

На начальном этапе работы на основе многофакторного эксперимента и регрессионного статистического анализа данных с применением программы KOMPLEX данных были рекомендованы три марки стали, обладающие высоким комплексом свойств: 100Х3Г2МТР, 70Х3Г2ФТР и 70Х3Г2ВТБ. Далее подробно было изучено влияние микролегирующего комплекса на кинетику распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении опытных сталей, что позволило обоснованно рекомендовать упрочняющие режимы их термической обработки, обеспечивающие повышение эксплуатационной стойкости крупногабаритного, в том числе валкового инструмента.

Методами дилатометрии и простого термического анализа определены температуры фазовых превращений, построены термокинетические и изотермические кривые, изучена кинетика распада переохлажденного аустенита в экспериментальных сталях. Анализ термокинетических диаграмм показал, что наименьшей устойчивостью к распаду по первой и второй ступени обладает аустенит стали 100Х3Г2МТР. Перлитное превращение в этой стали подавляется при скоростях охлаждения выше 0,4°С/с, а бейнитное превращение – выше 0,5°С/с. Данная сталь имеет самую низкую температуру начала мартенситного превращения (120°С) среди рассмотренных. Наибольшая устойчивость аустенита к распаду в области перлитного и промежуточного превращения наблюдается в стали 70Х3Г2ВТБ. Перлитное и бейнитное превращения в этой стали подавляются при скоростях охлаждения, начиная с 0,1°С/с. Температура начала мартенситного превращения - 250°С. Сталь 70Х3Г2ФТР занимает промежуточное положение между двумя рассмотренными сталями.

Данные дилатометрических исследований подтверждены и дополнены изучением микроструктуры рассматриваемых сталей методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Исходя из построенных термокинетических диаграмм и изучения структуры разработанных сталей, можно утверждать, что микролегирующий комплекс стали 70Х3Г2ВТБ обеспечивает максимальную устойчивость аустенита к распаду по первой и второй ступени и, соответственно, максимальную прокаливаемость. Высокий температурный интервал мартенситного превращения в этой стали обеспечивает минимальное количество остаточного аустенита после закалки. Таким образом, сталь 70Х3Г2ВТБ имеет преимущества перед двумя остальными экспериментальными сталями при ее использовании для изготовления валков большого диаметра, что подтверждают данные механических испытаний.

ПРОЦЕССЫ РЕЛАКСАЦИИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi С УМЗ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РКУП

Батурин А.А.[1,2], Лотков А.И.[1], Гришков В.Н.[1], Копылов В.И.[3], Лидер А.М.[2], Лаптев Р.С.[2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь
[3]Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск, Россия
abat@ispms.tsc.ru

Одной из основных проблем, которые стоят на пути широкого практического использования материалов с субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД), является проблема низкой термической стабильности их зеренной структуры. Температура начала рекристаллизации в СМК и НК материалах, полученных методами ИПД, определяется кинетикой протекающих при отжиге процессов релаксации в границах зерен, диффузионными свойствами неравновесных границ зерен и размерами фрагментов-зародышей рекристаллизации. Большая часть накопленной при деформации энергии связана с высокой концентрацией деформационных вакансий, неравновесными границами зерен с избыточным свободным объёмом. Для выявления вакансий и свободных объёмов размером до 2 нм в наноматериалах хорошо зарекомендовал себя метод позитронной спектроскопии, который обладает высокой локальной чувствительностью к вакансионным дефектам и их комплексам. В работе на основе результатов, полученных на цифровом спектрометрическом комплексе, разработанном на базе кафедры общей физики Физико-технического института ТПУ анализируются дефекты кристаллической структуры в сплавах на основе TiNi после холодной и тёплой ИПД. Также приводятся результаты исследования температурных зависимостей электросопротивления, полученные при нагреве образцов, которые позволяют получить информацию о температурных интервалах протекания термически активируемых процессов. Показано, например, что в сплавах на основе TiNi после ИПД при 350К со скоростью $\sim 10^2$ с$^{-1}$ наряду с дислокациями формируются в основном одиночные вакансии с концентрацией $\sim 10^{-4}$, а после РКУП при 723К –вакансионные комплексы. Интенсивный прирост удельного электросопротивления прокованных образцов обусловлен как измельчением фрагментов зеренно-субзеренной структуры, так и остаточными внутренними напряжениями, значительная часть которых релаксирует при последующем медленном нагреве в интервале температур 473-673 К. Отсутствие изменения последовательности превращений после нагрева до 673 К и слабое влияние на температуры формирования R и B19’ мартенситных фаз (T_R и $M_н$) дает основание предполагать, что полученное ультрамелкозернистое состояние обладает достаточной термической устойчивостью (по крайней мере, до 673 К), а изменения фиксируются только при нагреве до 700-730К, когда, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, начинается развитие рекристаллизационных процессов.

Работа поддержана проектом СО РАН III.23.2.2, проектом №27 фундаментальных исследований НАН Беларуси.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ХРОМА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ НИКЕЛЯ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Чащухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Красноперова Ю.Г.

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

В никеле чистотой 99,98% в ходе деформации при комнатной температуре формирование субмикрокристаллической (СМК) структуры происходит через образование и измельчение дислокационной ячеистой структуры с последующим переходом к высокоугловым разориентировкам в результате ротационных мод деформации. Динамический возврат в ходе деформации на стадии СМК структуры ограничивает рост твердости и измельчение микрокристаллитов. Понижение температуры деформации до 80 К подавляет возврат, но активизирует двойникование, которое при продолжении деформации задерживает переход к однородной СМК структуре. Снизить подвижность дислокаций можно за счет легирования, например Cr, приводящего к понижению энергии дефекта упаковки. Цель настоящей работы – установить стадийность эволюции структуры сплавов на основе Ni с разным содержанием Cr.

Исследовали сплавы на основе Ni с содержанием Cr 2, 5 и 12,5 вес.%. Деформацию осуществляли методом сдвиг под давлением с углом поворота наковальни от 15° до 10 оборотов. Температура деформации составляла 300К, давление – 8 ГПа, скорость вращения наковальни – 1 об/мин. Деформацию (e) рассчитывали с учетом осадки, которая зависит от угла поворота наковальни и расстояния до центра образца. Для получения распределения твердости по радиусу образцов проводили измерения на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.5 Н. При построении зависимости твердости ее значения, полученные на разных образцах, усредняли по интервалам логарифмической деформации Δe=0,4. Для выделения стадий деформации строили зависимости твердости от корня квадратного из e. Структуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии. Расстояние от центра образца до области исследования структуры оценивали с точностью $\pm$ 0,2 мм. Размеры элементов структуры - дислокационных ячеек и микрокристаллитов определяли на светлопольных изображениях и на темнопольных изображениях в рефлексе типа {111} по результатам более четырехсот измерений, что обеспечивало погрешность менее 10%.

Увеличение содержания хрома до 5% незначительно увеличивает деформационное упрочнение никеля, тогда как добавка 12,5 % дает прирост твердости около 1 ГПа во всем интервале степеней деформации. Как и в чистом никеле, во всех сплавах происходит изменение структуры от ячеистой к СМК через стадию смешанной структуры. Однако стадия ячеистой структуры не зафиксирована, по-видимому, ей соответствуют меньшие степени деформации, чем реализованные при сдвиге под давлением. Переход на стадию СМК структуры в исследованных сплавах происходит при близкой логарифмической деформации 8,5$\pm$0,3. Для всех сплавов коэффициент повышения твердости на стадии смешанной структуры составляет 0,2 ГПа/ед. логарифмической деформации, а на стадии СМК структуры – 0,5$\pm$0,1. Т.е. на стадии СМК структуры интенсивность упрочнения увеличивается. Легирование хромом в количестве 2% не привело к уменьшению размеров микрокристаллитов после e=9 по сравнению с чистым никелем ($d_{ср}$=0,14 мкм). При повышении содержания хрома до 5 и 12,5% средний размер микрокристаллитов уменьшился до 0,08 мкм.

Работа выполнена по теме «Структура» № г.р.01201064335 и при частичной финансовой поддержке проекта Президиума РАН 12-П-2-1015 и гранта РФФИ №13-03-00641-а.

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ МОЛИБДЕНА ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ С БОЛЬШИМИ СКОРОСТЯМИ

Чурбаев Р.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
churbaevravil@gmail.com

Скорость деформации наряду с температурой и давлением является фактором, который может оказывать влияние на характеристики пластического течения и разрушения материалов. Поэтому актуальны и значимы исследования совместного влияния этих параметров на деформационные свойства молибдена.

В данной работе изучены изменения пластичности и величины равномерности деформирования молибдена от скорости деформации при различных давлениях. Образцы исследуемого металла, которые имели цилиндрическую форму и соответствовали ГОСТ 1497-84, деформировали растяжением.

Пластичность характеризуется предельной степенью деформации сдвига до разрушения Λ, а равномерность деформации – относительным удлинением δ и они вычисляются соответственно из выражений (1) и (2):

$$\Lambda=2\sqrt{3}\cdot\ln(d_0/d_{min}), \quad (1)$$

где d_0 и d_{min} – диаметры образца исходный и наименьший после разрушения;

$$\delta=(\square_f/\square_0-1)\cdot100\%, \quad (2)$$

где $\square_0$ и $\square_f$ – рабочие длины образца в исходном состоянии и после его разрыва.

Эксперименты проводили при давлениях 0,1; 20; 30; 40; 60; 100; 150; 300; 500 МПа и 8 разных скоростях деформации. Скорость растяжения и давление в каждом опыте были постоянными. Минимальная скорость растяжения была $8{,}3\cdot10^{-7}$ м/с, а максимальная – равнялась 8,3 м/с.

Установлено, что хрупкое разрушение молибдена в условиях атмосферного дав-ления при скорости ударного растяжения происходит одновременно в нескольких местах по длине рабочей части образца. Независимо от величины давления с повы-шением скорости деформации величина относительного удлинения снижается. Пластичность под давлением с повышением скорости деформации изменяется неоднозначно, а именно, зависимость пластичности от скорости деформации при высоком давлении делится на две части. До некоторой переходной скорости деформации пластичность линейно снижается с повышением скорости деформации. И, наоборот, увеличение скорости деформации выше этой скорости приводит к росту пластичности. Причём при больших скоростях деформации под давлением наблюдается сильный рост пластичности молибдена.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ МИНЕРАЛЬНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ НАГРУЗОК НА БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ УСТАНОВКЕ

Игнатова А.М, Артемов А.О., Соковиков М.А., Наймарк О.Б., Игнатов М.Н.

Россия, Пермь, ПНИПУ, Россия, Пермь, Институт механики сплошных сред УрО РАН
Ignatovaanna2007@rambler.ru

Широко в качестве материала для создания пассивной броневой защиты применяется керамика. Керамические и комбинированные слоистые вкладыши на основе керамики (в основном корунда) используются для индивидуальной защиты в

бронежилетах, керамическими комбинированными панелями защищают фюзеляж вертолетов и другие части летательных аппаратов.

С развитием науки о материалах, номенклатура неметаллических разновидностей перспективных для создания брони пополнилась нанокерамикой, волокнистыми и углеродными материалами, *синтетическими минеральными сплавами*.

Цель настоящей работы – исследовать диссипативные свойства и оценить возможность использования симиналов в качестве материала для пассивной брони.

Экспериментальные исследования проходили на установке выскоскоростного пробивания и на установке для динамических испытаний на сжатие.

Обобщая результаты полученные в ходе экспериментов с привлечением двух испытательных установок, следует отметить:

- величина осколков образца при разрушение сопоставима с размерами макроскопических кристаллических агрегатов в его структуре, то есть составляет 0.5-1.0мм;
- нагрев тыльной стороны образцов в момент столкновения не равномерный, максимальная температура концентрируется в отдельных участках, которые обозначены на снимка более светлыми пятнами;
- зависимость величины деформации и температуры нагрева от скорости налетания ударника имеет не линейный характер, зависимость имеет преимущественно параболический вид;
- образец разрушается практически полностью в независимости от точки приложения удара.

При пластической деформации преобразование подведенной механической энергии проходит в соответствие следующих этапов:

механическое воздействие → волны деформации→движущиеся дислокации, при большой скорости генерирующие впереди себя упругие волны → взаимодействие движущихся дислокаций с кристаллической решеткой, ее дефектами и между собой → диссипация энергии в виде тепла → аккумуляция энергии в решетке твердого тела в виде структурных дефектов.

[1] Ignatova A.M. Relationship of structure and colour stone-casting materials made of mineral aggregates and technogenic raw materials// Polymers research journal. - 2011. Т. 5. № 1. С. - 47-54.

[2] Ignatova A.M. Shock Metamorphism of Petrurgical Materials: Synthetic Mineral Alloys // Glass and Ceramics: Volume 70, Issue 1 (2013), P. 34-38.

РЕГУЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ВИБРОАКТИВНЫМИ МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ

Коломеец Н.П.[1], Лбов А.А.[1], Михайлов В.С.[2]

[1]ООО «Ультразвуковая техника-ИНЛАБ», Санкт-Петербург, РФ
nikolom@mail.ru
[2]ОАО «ЦТСС», Санкт-Петербург, РФ
neva_natti@mail.ru

Проблемным вопросом в машиностроении при изготовлении детали или конструкции является стабильность её линейных размеров или геометрической формы. Отсутствие стабильности сварных и литых конструкции с течением времени связано с воздействием остаточных напряжений, которые и приводят к деформации изделий. Стабильность формы должна обеспечиваться в течение производственного процесса, от окончательной обработки до сборки изделия, а также при сдаче продукции службе качества и в процессе её эксплуатации.

Со стабильностью геометрической формы деталей связана точность машин и станков а, следовательно, и точность изготовления новых деталей.

Основной вклад в нестабильность линейных размеров деталей или конструкций в виде внутренних остаточных напряжений вносят технологические процессы при изготовлении (литьё, сварка, механической обработки, штамповка, прокатка и др.).

В течение времени происходят перераспределения и релаксации (снижения) полученных напряжений, возникают упругие деформации, которые переходят в пластические, вследствие чего величины остаточных напряжений снижаются. Неравномерность протекания в металле этого процесса нарушает равновесное состояние, вызывая упругую деформацию детали с изменением ее геометрической формы.

Таким образом повысить стабильность геометрической формы можно преимущественно за счет снижения внутренних остаточных напряжений и микропластических деформаций в материале детали.

Традиционно для снижения внутренних остаточных напряжений и обеспечения размерной стабильности деталей в машиностроении чаще всего используются традиционные технологические процессы – низкотемпературный отжиг и естественное старение. В последние годы в связи с разработкой и внедрением нового современного оборудования для низкочастотной вибрационной обработки (НВО) и для ультразвуковой ударной обработки (УУО), появилась возможность применять их, как альтернативные технологии, тем более что при эксплуатации выявилась высокая эффективность этих методов обработки деталей и конструкций.

Применение виброактивных методов старения металлических конструкций позволяет стабилизировать напряжения, а механизмы, собранные из деталей, обработанных данными методами, сохраняют длительное время стабильность параметров в эксплуатации.

ТВЕРДОФАЗНЫЙ МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ АЗОТИСТЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ НИКЕЛЕМ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Козлов К.А., Шабашов В.А., Ляшков К.А., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В.

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

В настоящее время в связи с большой потребностью экономно легированных сталей перспективными являются разработки высокоазотистых сталей и композитов. В частности, активно ведутся исследования по созданию новых коррозионно-стойких азотсодержащих аустенитных сталей системы $Fe-Cr-N$ и $Fe-Cr-Ni-N$. В современной технологии производства сталей, сплавов и композиционных материалов с особыми (улучшенными) функциональными свойствами как альтернатива традиционной металлургии активно привлекаются процессы механосинтеза (МС).

При разработке технологии азотирования сталей большое значение придаётся влиянию на растворимость азота легирующих добавок в матрице сталей. Влияние примеси на процесс твёрдофазного легирования представляет особый практический интерес также для создания дисперсно-упрочнённых нитридами сталей аустенитного класса. В частности, в работе [1] по твёрдофазному механическому легированию на примере растворения нитридов хрома был синтезирован $Fe-Cr-Ni-N$ аустенит с содержанием азота более 10 ат.% (более 2 масс.%).

Задачей настоящей работы было исследование возможности твёрдофазного механического синтеза малолегированного никелем азотистого аустенита с использованием в качестве матрицы железа и сплавов $FeNi_x$ (x, ат.% = 6…20), а азотсодержащей добавки – нитридов хрома.

Методами мёссбауэровской спектроскопии и ТЭМ-анализа исследованы процессы механического синтеза в шаровой мельнице железа и $Fe-Ni$ сплавов с нитридами хрома. Установлено, что с ростом содержания никеля в исходной ОЦК матрице в процессе помола с нитридами хрома количество аустенита увеличивается от 5 для железа до 30 % для сплава $FeNi_{20}$ и снижается концентрация азота в аустените, необходимого для его стабилизации. Отжиги при 700-730^{0}C в течение 1-5 ч МС образцов приводят к полиморфным диффузионно-контролируемым фазовым переходам с образованием 100 % метастабильного аустенита в матрицах $Fe-Ni$ сплавов с 12 и 20 ат.% никеля и сохранением до 1 ат.% азота в положении внедрения. Сформированный азотистый аустенит сохраняется при комнатной температуре и имеет нанокристаллическую структуру твердого раствора с выделением чрезвычайно дисперсных вторичных нитридов хрома.

Можно сделать вывод, что механический синтез железа и железоникелевых сплавов с нитридами хрома снижает температурную границу неравновесной фазовой диаграммы α / γ вследствие легирования азотом, а также стабилизирующего влияния малого (нано-) размера зерна.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а) и УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

[1] V.A. Shabashov, K.A. Kozlov, K.A. Lyashkov, A.V. Litvinov, G.A. Dorofeev, S.G. Titova. Defect and Diffusion Forum, 330, 25-37.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ АЗОТИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ Fe-Ni ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Литвинов А.В.[1], Шабашов В.А.[1], Борисов С.В.[2], Катаева Н.В.[1], Афанасьев С.В.[1], Титова С.Г.[3]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
litvinov@imp.uran.ru
[2]Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[3]Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

На $Fe-Ni$ аустенитных сплавах инварного диапазона с дополнительным легированием хромом и титаном реализована схема наноструктурирования азотированной поверхности. В основу схемы положено деформационно-индуцированное растворение фаз, сформированных в образцах при ионно-плазменном (ИП) азотировании с последующим образованием вторичных нитридных фаз, тормозящих рост нанозерен матрицы сплавов.

В отличие от бинарных сплавов $Fe-Ni_x$ (x, масс.% = 32…38), ИП азотирование которых приводит к формированию твердого раствора азота в аустените, в дополнительно легированных сплавах образуются нитриды CrN и TiN. Нитридные фазы распределены в поверхностных областях матрицы, мёссбауэровский спектр которой близок к спектру бинарного сплава $FeNi_{36}$. Внутренняя (не азотированная) часть матрицы сохраняется в парамагнитном состоянии, т.е. в ней не происходит значительного изменения состава и образования нитридов.

Последующее деформирование сдвигом под давлением сплава $FeNi_{36}Cr_{15}$ вызывает растворение нитридов CrN во фрагментированной матрице с уменьшением неоднородности состава образца по содержанию хрома и азота, а отжиг при 520^{0}C, 4 ч приводит к повторному формированию нитридов хрома, более равномерно распределенных в наноструктурированной матрице, имеющей состав, близкий к составу

$FeNi_{36}$. Деформация сдвигом под давлением азотированного сплава $FeNi_{36}Ti_4$ сопровождается растворением γ'-фазы (Ni_3Ti), сохранившейся во внутренней части образца после азотирования, что проявляется в переходе этой части образца из парамагнитного в ферромагнитное состояние. Последующий отжиг образца не приводит к интерметаллидному старению матрицы. Объяснить это можно только тем, что поверхность образца после интенсивной деформации становится источником азота для внутренней структуры образца, и в условиях отжига вместо образования интерметаллидов Ni_3Ti формируются нитриды TiN.

Предложенная деформационная обработка позволяет получать на поверхности стали наноструктуру, упрочненную дисперсными нитридами. Структура является градиентной, т.е. с изменяющимися на глубину образца физическими свойствами. Для сплавов с зависимыми от состава физическими свойствами, такими, например, как инварные, это позволяет регулировать КТР на глубину образца, т.е. создавать квазибиметаллы. Важно отметить, что деформация сдвигом в определенных отношениях моделирует условия практически значимых интенсивных деформационных воздействий, таких, как фрикционное или ударное воздействия на поверхности металлов и сплавов.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а) и УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ W-Ni-Fe

Лопатин Ю.Г.[1], Нохрин А.В.[1], Болдин М.С.[1], Сахаров Н.В.[1], Мелехин Н.В.[1], Чувильдеев В.Н.[1], Благовещенский Ю.В.[2], Исаева Н.В.[2]

[1]*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия*
[2]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия*
Nokhrin@nifti.unn.ru

В работе исследованы механизмы спекания, структура и механические свойства наноструктурированных и ультрамелкозернистых тяжелых вольфрамовых сплавов W-Ni-Fe (ВНЖ). Спекание предварительно спрессованных нано- и ультрадисперсных порошков осуществляли методами свободного (термоактивированного) спекания в водороде и электроимпульсного плазменного спекания («Spark Plasma Sintering») в вакууме.

В качестве объекта исследования выступали (1) порошковые композиции W-Ni-Fe различного состава получали методами низкоэнергетического шарового помола и высокоэнергетической механоактивации с использованием планетарных мельниц с последующим восстановительным отжигом в среде водорода; (2) нанопорошковые композиций W-Ni-Fe, полученные методом двухстадийного плазмохимического синтеза с последующим восстановительным отжигом в среде водорода.

Изучено влияние размера частиц вольфрама на оптимальную температуру спекания. Установлено, что зависимость плотности механоактивированных сплавов от температуры нагрева имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим оптимальной температуре спекания. Показано, что увеличение времени механоактивации и ускорения мелющих тел при механоактивации, сопровождающееся уменьшением размера частиц сплава и формированием неравновесных твердых

растворов вольфрама в γ-фазе, приводит к снижению оптимальной температуры спекания сплавов.

Проведены исследования влияния режимов механоактивации и спекания на механические свойства (твердость, прочность, пластичность, трещиностойкость), а также параметры динамической прочности и динамической пластичности вольфрамовых сплавов.

Установлено, что методами высокоэнергетического планетарного размола и высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания возможно создание сверхпрочных вольфрамовых сплавов, механические свойства которых существенно превосходят аналогичные свойства стандартных крупнозернистых материалов и их современных аналогов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 12-08-01123, 13-03-01134) и Минобрнауки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы», грант Президента для молодых ученых-кандидатов наук).

МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДИСПЕРСНО-УРОЧНЕННЫХ НИТРИДАМИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Ляшков К.А., Шабашов В.А., Козлов К.А., Литвинов А.В., Вильданова Н.Ф., Заматовский А.Е.

Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
lyashkov@imp.uran.ru

Методами мёссбауэровской спектроскопии, трансмиссионной электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа изучены структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях железа и сплавов $Fe-Cr-(Ni)$ при ионно-плазменном азотировании и последующей интенсивной холодной пластической деформации сдвигом под давлением в наковальнях Бриджмэна. Изучены процессы твёрдофазного легирования азотом сплавов железа ($Fe-3Al, Fe-6V, Fe-Ni_x$ (x = 6…20)) при механической активации с нитридами хрома в шаровой мельнице. В высокоазотистой хромомарганцевой стали $FeMn_{22}Cr_{18}N_{0.8}$ исследованы процессы выделения продуктов ячеистого распада и их растворение при интенсивной холодной деформации в условиях сухого трения скольжением и при сдвиге под давлением в наковальнях Бриджмэна.

Показано, что результатом деформационно-индуцированных циклических фазовых превращений «растворение-выделение» нитридов в сплавах является формирование пересыщенных азотом твердых растворов, выделение вторичных нитридов, наноструктурирование металлической матрицы. Установлено, что введение хрома в сплавы железа ускоряет образование нитридов при азотировании и позволяет получить при последующей деформации сильно пересыщенные азотом (более 10 ат.% в ГЦК решетке) твердые растворы.

Деформационно-индуцированное растворение нитридов хрома в матрице железа и сплавов $Fe-3Al$ и $Fe-6V$ приводит к формированию ОЦК твёрдых растворов замещения хрома и внедрения азота. Дополнительное легирование железа алюминием и ванадием в условиях деформационного растворения нитридов способствует выходу алюминия и ванадия из матрицы и снижает содержание азота в положении твердого раствора внедрения вследствие сильной химической связи легирующих элементов с азотом. Последующий отжиг приводит к распаду сформированных твёрдых растворов с образованием чрезвычайно дисперсных нитридов алюминия, ванадия и хрома.

Результатом деформационно-индуцированного растворения нитридов хрома в матрицах железа и железоникелевых сплавов стало формирование ОЦК и ГЦК твердых растворов $Fe-Ni-Cr-N$. С ростом содержания никеля в исходной матрице увеличивается объем механически синтезированного аустенита. Последующий нагрев механически синтезированных образцов в аустенитную область диаграммы состояния $Fe-Ni$ сплавов приводит к $\alpha \rightarrow \gamma$-переходу с сохранением наноструктурированного твердого раствора $Fe-Ni-Cr-N$ и выделившимися стабилизирующими структуру вторичными нитридами CrN.

Для стали $FeMn_{22}Cr_{18}N_{0.8}$ установлено увеличение содержания азота в позициях внедрения закаленного и предварительно состаренного сплава вследствие деформационно-индуцированного растворения нитридов хрома, содержащихся в продуктах распада. Мёссбауэровский анализ показал, что растворение нитридов хрома при трении происходит на глубину в 10 и более мкм. Старение понижает количество азота, перешедшего в твердый раствор при деформации, что объясняется дополнительными затратами энергии на измельчение продуктов распада.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а) и УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

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

Майер Г.Г.[1], Астафурова Е.Г.[1], Кошовкина В.С.[2], Тукеева М.С.[1], Мельников Е.В.[1], Добаткин С.В.[3], Одесский П.Д.[4]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
galinazg@yandex.ru
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия
[3]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
[4]Центральный научно-исследовательский институт строительных конструкций им. В.А. Кучеренко, Москва, Россия

Изучено влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) и последующих отжигов на структуру и механические свойства стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в ферритном состоянии (закалка от 920°С-0,5 ч., затем отпуск 670°С-1 ч.). Деформацию стали проводили под давлением 4 ГПа на наковальнях Бриджмена при температуре Т=20°С и Т=450°С на пять полных оборотов. Сталь после деформации КГД подвергали отжигу в интервале температур 500÷700 °С (1 ч.)

Методом КГД при температурах 20°С и 450°С в исследуемой стали сформированы ультрамелкозернистые (УМЗ) структурные состояния со средним размером элементов ~ 100 нм – при $T_{КГД}$=20°С и ~ 120 нм – при $T_{КГД}$=450°С. После КГД микротвердость сталиповышается в 3 раза по сравнению с исходным состоянием (Таблица). Высокая микротвердость и УМЗ-характер структуры сохраняются вплоть до $T_{отжига}$=500 °С (1ч.). Выше этой температуры механические свойства падают, и наблюдается рост структурных элементов, что свидетельствует о начале действия рекристаллизационных процессов. Эти данные подтверждаются результатами электронно-микроскопических и рентгеновских исследований микроструктуры исследуемых сталей. Термическая стабильность микроструктуры и механических свойств стали 06МБФ не зависит от температуры кручения.

Таблица Влияние КГД и отжигов на размер элементов структуры и микротвердость стали 06МБФ

Состояние	Размер зерна, нм		$H_ц$, ГПа	
	$T_{КГД}$=20°С	$T_{КГД}$=450°С	$T_{КГД}$=20°С	$T_{КГД}$=450°С
Исходное	2400 - глобулярный феррит, 400 – пластинчатый феррит		2,0	
КГД	102	120	6,0	5,6
КГД + 500°С	112	119	6,4	6,0
КГД + 600°С	317	294	4,4	4,0
КГД + 700°С	-	597	-	2,9

Высокая термическая стабильность исследуемой стали обусловлена наличием легирующих элементов в структуре стали, таких как V, Mn, Nb, которые способствуют дисперсионному твердению и препятствуют миграции границ зерен во время отжигов.

Работа выполнена в рамках стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ МЕТОДОМ "SPARK PLASMA SINTERING"

Болдин М.С., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Котков Д.Н., Сахаров Н.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Научно-исследовательский физико-технический институт, Нижний Новгород, Россия
Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь
Nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является разработка основ новой технологии высокоскоростной электроимпульсной твердофазной диффузионной сварки под давлением ультрамелкозернистых (УМЗ) коррозионно-стойких сплавов - титанового сплава ПТ3В, циркониевого сплава Э110 и аустенитной стали 08Х18Н10Т, УМЗ структура в которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП).

Для получения сварных соединений использовалась установка для высокоскоростного электроимпульсного спекания «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering» (вакууме или инертной среде под давлением до 100 МПа обеспечивать нагрев образцов металлов со скоростью от 2 до 2500 ^{o}С/мин путем пропускания миллисекундных (3.3 мс) импульсов постоянного тока большой мощности (до 5000 А).

В работе описаны результаты исследований влияния величины приложенного давления, температуры и скорости нагрева, а также времени изотермической выдержки на кинетику процесса диффузионно-контролируемого «рассасывания» пор в стыках крупнозернистых и ультрамелкозернистых образцов металлов и сплавов. Показано, что интенсивность процесса «рассасывания» поры в УМЗ металле существенно зависит от режима РКУП и параметров сформированной УМЗ структуры. Определены оптимальные режимы РКУП, термической обработки, а также высокоскоростной диффузионной сварки, позволяющей получать в сварном соединении высокоплотную мелкозернистую структуру с повышенной твердостью и коррозионной стойкостью.

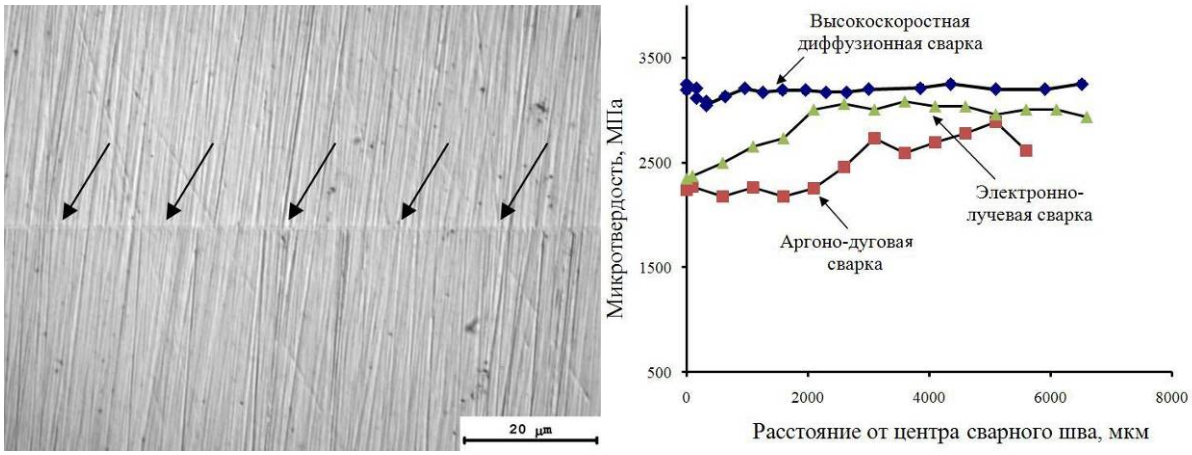


Рис. 1 Фотография шлифа сварного соединения полученного методом высокоскоростной диффузионной сварки УМЗ образцов сплава ПТ3В (стрелочками указана линия шва) и график распределения микротвердости в поперечном сечении сварных соединений, полученных с использованием различных технологий сварки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 13-03-97109, 12-08-33080) и Министерства образования и науки РФ.

ОСОБЕННОСТИ МЕТОДИКИ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Печина Е.А., Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Ладьянов В.И.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
el_pechina@mail.ru

В процессе проведения интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) с помощью непрерывного измерения крутящего момента можно получить зависимость сопротивления к сдвиговой деформации деформируемого материала от количества оборотов и приложенного давления. Для ИПДК на установках типа «СКРУДЖ 60М» в ФТИ УрО РАН разработан датчик [1], снабженный дополнительными симметричными упругими элементами. После задания давления датчик жестко зажат между верхней наковальней и платформой пресса. При закручивании торсионного тела датчика упругие элементы изгибаются, сигнал от тензорезисторов выводится через усилитель на самописец в виде зависимости амплитуды от числа оборотов наковальни. Для калибровки полученного сигнала используется рычажный динамометр, что позволяет определить величину крутящего момента (М). Тогда среднее напряжение сдвига в образце при данных условиях эксперимента определяется из соотношения: $\sigma = 3M/(2\pi r^3)$, где r – радиус рабочей поверхности наковальни. Длительность эксперимента определяется скоростью вращения подвижной наковальни и требуемой величиной сдвиговой деформации, т.е. количеством оборотов (n). В результате по полученной диаграмме сопротивления сдвигу можно оценить стадии пластической деформации материала. В частности, для кривых чистых металлов характерен быстрый рост значений при малых углах закручивания с последующим выходом на насыщение: происходит упрочнение за счет образования субмикрокристаллической структуры. Чем прочнее материал, тем выше по амплитуде регистрируемые значения крутящего момента.

При проведении ИПДК в плоских наковальнях Бриджмена необходимо учитывать, что регистрируемые значения M(n) зависят от ряда факторов: механических свойств материала образцов и самих наковален, их геометрии, распределения давления вдоль радиуса наковальни, зависящего от геометрии образца (отношения толщины к диаметру), которое может иметь максимум в центре или на периферии [2]. Отметим, что в величину M(n) наибольший вклад дают периферийные области образца. С увеличением количества оборотов происходит истечение материала образца из-под наковален, и, как следствие, перераспределение области максимальных давлений, что отражается на росте значений M(n) в стадии выхода на насыщение. Значительное влияние на величину M(n) оказывает и шероховатость рабочих поверхностей наковален. С уменьшением шероховатости выход значений M(n) на насыщение происходит при бóльших углах закручивания, что обусловлено проскальзыванием поверхностей наковальни и образца из-за уменьшения сил сцепления. Во избежание этого необходимо увеличить приложенное давление. Таким образом, метод регистрации крутящего момента является не только ценной методикой научных исследований, но позволяет контролировать корректность проведения ИПДК, чтобы избежать проскальзывания наковален, и подбирать оптимальные режимы деформации (скорость, давление, количество оборотов).

[1] Иванов С.М., Печина Е.А., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Пилюгин В.П., Кузьминых Е.В. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т.79. №7. Ч.I. С.49-51.
[2] Тупица Д.И., Пилюгин В.П. / ФММ. 1990. №8. С.103-106.

СИНТЕЗ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Печина Е.А., Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Пушкарев Б.Е., Ладьянов В.И.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
el_pechina@mail.ru

Сплавы и композиты на основе алюминия являются перспективными конструкционными материалами, прежде всего, из-за их высокой удельной прочности, а также высокой теплопроводности и коррозионной стойкости. Поэтому они нашли широкое применение в авиа-, космической промышленности, в авто- и судостроении. В последние годы значительный интерес вызывают методы получения алюмоматричных дисперсно-упрочненных оксидами композитов с применением механического легирования и интенсивной пластической деформации (ИПД). Формирование нано- или субмикрокристаллической структуры металлической матрицы с равномерно распределенными керамическими наночастицами по границам зерен обеспечивает упрочнение и повышенную жаропрочность.

В качестве объектов исследования использованы компакты порошков алюминия марки ПА-1 с разной степенью дисперсности в диапазоне от 50 до 750 мкм, что позволило варьировать количество оксида в матрице без искусственного введения. Деформация образцов в виде дисков диаметром 8 мм и толщиной 1 мм в наковальнях Бриджмена из стали ШХ15 проведена с непрерывной регистрацией момента кручения по методике [1]. В качестве эталона (образца сравнения) использовали электротехнический алюминий марки А7. Деформированное состояние образцов варьировали от n=1/8 до 16 оборотов подвижной наковальни. Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТ-3. Металлографические исследования проводили на микроскопе Neophot 21. Рентгеноструктурный и фазовый анализ образцов проведен с помощью дифрактометра

ДРОН-6 с Cu- и Co Kα излучением. Анализ на содержание кислорода в компактах выполнен на анализаторе МЕТАВАК-АК. Исследование изломов проведено на сканирующем электронном микроскопе SEM Philips 515.

Методом ИПД кручением алюминиевых порошков различных фракций получены композиты с высокой до 1,5 ГПа твердостью, обусловленной дисперсным упрочнением матрицы частицами оксида алюминия, исходно присутствующего на поверхности порошинок с массовой долей до 1,2%. Для распределения микротвердости деформированных образцов характерно увеличение значений от центра к периферийным частям. С увеличением количества оборотов до n=16 средняя микротвердость по образцу увеличивается. Анализ полученных композитов показал, что для образцов, полученных из порошков с мелкой дисперсностью, характерно формирование однородной по диаметральному сечению структуры при меньших углах закручивания по сравнению с образцами из порошков с крупными фракциями. На изломах композитов из порошков крупных фракций, полученных кручением с n=8 оборотов, наблюдается структура «сэндвич»: между механосплавленными внешними поверхностями находится непроработанная рыхлая структура.

С помощью непрерывной регистрации момента кручения в процессе ИПДК получены кривые сопротивления деформации от количества оборотов. Установлена прямая корреляция между зависимостями микротвердости компактов и момента кручения от количества оборотов наковальни, а также зависимостей максимального момента кручения и микротвердости от степени дисперсности исходных порошков.

[1] Иванов С.М., Печина Е.А., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Пилюгин В.П., Кузьминых Е.В. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т.79, №7, ч.I. С.49-51.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А2024 ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Петрова А.Н.[1], Бродова И.Г.[1], Толмачев Т.П.[1], Бельтюков А.Л.[2], Мухгалин В.В.[2], Ладьянов В.И.[2], Kaczmarek L.[3], Radziszewska H.[3]

[1]ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
petrovanastya@yahoo.com
[2]ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия
[3]Lodz University of Technology, Lodz, Poland

В работе исследовали структурные и фазовые превращения в промышленном сплаве системы Al-Cu-Mg – А2024 (химический состав, масс. % 4,5 Cu – 1,37 Mg – 0,61 Mn – 0,07 Si – 0,27 Fe – 0,02 Zn – 0,02 Ti) при сдвиге под высоким квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена (КВД).

Перед деформацией сплав подвергали гомогенизации и двухступенчатому старению по следующему режиму: первая ступень – выдержка при температуре 393 К в течение 0,4-1,5 ч., вторая ступень – выдержка при температурах 353, 393 или 433 К в течение 12 ч.

Изучено влияние накопленной деформации на размер кристаллитов и равномерность формируемой структуры. Деформацию образцов в виде дисков диаметром 10 мм и толщиной 0,35 мм осуществляли на оригинальной установке в ИФМ УрО РАН. Число оборотов подвижной наковальни n составляло 5, 10, 15, что соответствовало истинной деформации $e \approx 4, 5.5, 6.5$ на середине радиуса образцов.

Тонкую структуру образцов до и после деформации исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг на микроскопе Philips CM-30 при ускоряющем напряжении 300 кВ. Средний размер фрагментов структуры рассчитывали по темнопольным электронно-микроскопическим снимкам с помощью промышленного программно-аппаратного комплекса анализа изображений SIAMS 700.

При оценке равномерности формируемой структуры по диаметру дисков измеряли микротвердость H_μ с помощью прибора ПМТ-3. Среднюю микротвердость определяли на середине радиуса образца.

Результаты исследований показали, что при накопленной деформации менее 6.5 формируется ультрамикрокристаллическая структура со средним размером кристаллитов 210-220 нм. При истинной деформации e=4 (n=1) структура не однородна по радиусу образца. Значения H_μ плавно нарастают от центра диска до радиуса 1.5±0.2 мм а затем остаются постоянными. Средняя микротвердость после одного оборота превышает микротвердость сплава в исходном состоянии после старения в 2,3-2,5 раза (2750-3000 МПа). Увеличение накопленной деформации до e=5,5 приводит к выравниванию H_μ по сечению образцов без изменения среднего размера кристаллитов. При истинной степени деформации e=6,5 формируется равномерная наноструктура. Средний размер кристаллитов составляет 77 нм. Не смотря на существенное измельчение структуры, не наблюдается прироста значений средней твердости, которая в данном состоянии составляет 3050 МПа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы интеграционных фундаментальных исследований УрО РАН (проект 12-И-2-2031).

О МАРТЕНСИТНОМ ХАРАКТЕРЕ α–γ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИНВАРЕ Fe-36%Ni, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шарипов И.З.

Уфимский государственный авиационный технический университет
Уфа, Россия
ilgizsh@mail.ru

Железоникелевый сплав Fe-36% Ni инвар, обладает весьма малым коэффициентом термического расширения, и благодаря этому находит широкое применение в технике. Однако механизм ответственный за такую аномалию не вполне ясен. Равновесная диаграмма состояния сплавов Fe-Ni является до сих пор дискуссионным вопросом, т.к. достижение равновесного состояния требует длительного времени и не реализуется в обычных условиях эксперимента [1]. Для ускорения релаксационных процессов материал подвергают различным воздействиям: термическим, механическим, радиационным [2].

В наших исследованиях образцы инвара Fe-36% Ni подвергали интенсивной пластической деформации на наковальнях Бриджмена. В результате в сплаве формируется нанокристаллическая структура со средним размером кристаллитов около 100 нм. Под воздействием деформации радикально активизируются диффузионные процессы. Измерения температурной зависимости намагниченности насыщения образцов после деформации показывают наличие в них магнитной фазы, с более высокой температурой Кюри (T_K~500 ^oC), чем в крупнокристаллическом инваре (T_K~260 ^oC) [3]. Рентгеноструктурные данные указывают на появлении в деформированном сплаве некоторой доли α-фазы.

При нагреве до 800 °С эта высокотемпературная намагниченность исчезает и при последующем охлаждении не появляется. Если на промежуточном этапе прекратить нагрев, и снижать температуру, то величина намагниченности остается на постоянном уровне. Снижение намагниченности происходит при нагреве до более высоких температур. Такое поведение свойственно для мартенситного α–γ превращения, которое наблюдается в сплавах Fe-Ni с меньшим содержанием никеля. Характерные изменения намагниченности при нагреве свидетельствуют о том, что в инваре Fe-36% Ni после интенсивной пластической деформации образуется магнитная α–фаза, которая при нагреве превращается в γ–фазу по мартенситному механизму. В исходном недеформированном крупнокристаллическом материале α–фаза не наблюдается.

[1] R.B. Scorselli // J. Bras. Chem. Soc., 2008, v. **19**, n. 2, p. 226-231.
[2] П.Л. Грузин, Ю.Л. Родионов, В.А. Пряхин // ДАН СССР, т. **251**, № 6, с. 1384-1388.
[3] R.R. Mulyukov, V.A. Kasantsev et al. // Rev. Adv. Mater. Sci., 2006, v. **11**, p. 116-121.

ВЛИЯНИЕ ТИПА ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ НА КИНЕТИКУ РАЗУПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА ХН77ТЮР ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ МАКСИМАЛЬНОЙ СКОРОСТИ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА

Воронова Л.М., Чащухина Т.И., Дегтярев М.В., Красноперова Ю.Г.

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

Формирование при деформации микрокристаллитов в сплаве с дисперсионным упрочнением обеспечивает при последующем нагреве при температуре максимальной скорости распада пересыщенного твердого раствора реализацию реакции распад-рекристаллизация с формированием структуры типа «микродуплекс», как термически стабильной, так и обеспечивающей высокие механические свойства.

Изучено влияние типа деформационной структуры на формирование структуры типа «микродуплекс» при отжиге сплава ХН77ТЮР (нимоник). Для этого были определены границы стадий структурных состояний. На зависимости твердости от корня квадратного из степени деформации выделяются три стадии структурных состояний с разными коэффициентами изменения твердости. Структура сплава на первой стадии ($e<4$) характеризуется высокой неоднородностью. Наряду с двойниками деформации наблюдаются участки смешанной структуры, образованной дислокационными ячейками, микрокристаллитами и пластинами ε-фазы высокого давления, количество которой не превышает 5%. На 2 и 3 стадиях структура практически не различается и образована микрокристаллитами, но прослеживается сохранение полосовой структуры, сформированной при меньших степенях деформации. Вероятно, границы двойников деформации оказываются устойчивыми и препятствуют разориентировке микрокристаллитов, образующихся при фрагментации двойников. К началу второй стадии наблюдается значительное измельчение элементов структуры, средний размер которых составляет 60 нм. На третьей стадии ($e>7,2$) структура образована микрокристаллитами средним размером 50 – 40 нм. Размеры микрокристаллитов, рассчитанные по данным электронно-микроскопического исследования, на третьей стадии не меняются. Но наблюдается тенденция уменьшения ОКР, определенных методом рентгеноструктурного анализа.

Образцы сплава со структурой, соответствующей каждой из выделенных стадий деформации ($e=2,1$; $e=5,3$; $e=8,8$), отжигали при температуре максимальной скорости распада пересыщенного твердого раствора 750°С с выдержкой от 15 минут до 50 часов. Отжиг структуры, сформированной на второй и третьей стадиях, приводит к качественно подобным

результатам. За первые 15 минут выдержки твердость снижается незначительно, что связано с развитием конкурирующих процессов: разупрочнения при рекристаллизации и упрочнения в результате выделения γ`-фазы. Наблюдается рост отдельных зерен матрицы до 600 нм, при этом средний размер элементов структуры составляет 170 - 180 нм. После часовой выдержки происходит резкое падение твердости, затем снижение твердости продолжается, но менее интенсивно. После 50 ч выдержки рекристаллизация завершается с образованием структуры типа «микродуплекс», в которой сферические частицы γ`-фазы размером 200 нм, расположены преимущественно в тройных стыках зерен матрицы. Средний размер зерен матрицы составляет 650 нм.

Отжиг структуры, полученной на первой стадии, не приводит к завершению рекристаллизации. После 50 ч выдержки в структуре наблюдаются отдельные рекристаллизованные зерна размером около 1 мкм. В результате твердость сплава снижается незначительно и остается выше уровня твердости сплава со структурой типа «микродуплекс».

Работа выполнена по теме «Структура» № г.р.01201064335 и при частичной финансовой поддержке проекта УрО РАН 12-У-2-1017 и гранта РФФИ №11-03-00401а.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ДВУХ И ТРЕХ КОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ TiFe

Задорожный М.Ю.[1], Клямкин С.Н.[2], Калошкин С.Д.[1], Задорожный В.Ю.[1]

[1]НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
vuz@misis.ru
[2]МГУ им. М.В. Ломоносова, Химический факультет, Москва, Россия

Среди гидридообразующих сплавов, применяемых в качестве материалов для обратимого хранения водорода, особого внимания заслуживает интерметаллическое соединение TiFe, сочетающее высокую водородсорбционную ёмкость с относительно низкой стоимостью. Как правило, такие сплавы получают металлургическими методами, т.е. высокотемпературным сплавлением компонентов. В некоторых работах было показано, что интенсивное измельчение сплава TiFe и перевод его в нанокристаллическое состояние значительно облегчает его взаимодействие с водородом. Альтернативным способом получения высокоактивных сорбентов водорода может быть их прямой механохимический синтез из индивидуальных компонентов, в данном случае железа и титана.

В этой связи, в настоящей работе исследовалась возможность прямого синтеза интерметаллического соединения TiFe из индивидуальных компонентов железа и титана механоактивационным методом, а также механолегирование, полученного интерметаллического соединения, третьим компонентом с целью улучшения водородсорбционных свойств. В качестве легирующих компонентов были выбраны следующие элементы: Mn, Zr, Cu, Al и Cr. Добавление этих элементов позволит упростить (либо полностью исключить) процедуру активации, сохранить уровень водородной ёмкости, повысить кинетику абсорбции-десорбции, понизить плато постоянных давлений, уменьшить гистерезис.

В результате выполнения работы получены следующие результаты:

- Разработан режим твёрдофазного механохимического синтеза порошков интерметаллического состава TiFe из порошков индивидуальных компонентов Fe и Ti, позволяющий получить порошок интерметаллического соединения с размерами кристаллитов 8-10 нм и содержанием рентгеноаморфной фазы не превышающем 5%.
- показана возможность применения метода механохимического синтеза для осуществления легирования. Показано, что после механообработки активация процесса гидрирования протекает при более мягких условиях по сравнению с литыми сплавами.

Этот эффект наиболее выражен для МХС сплава $(TiFe)_{99}S_1$, который начинает абсорбировать водород уже после нагрева до 100°С. Максимальное содержание водорода при комнатной температуре и давлении 4 МПа для МХС сплавов: TiFe, $(TiFe)_{94}Mn_6$, $(TiFe)_{98}Zr_2$, $(TiFe)_{98}Cu_2$, $(TiFe)_{95}Al_5$, $(TiFe)_{96}Cr_4$ и $(TiFe)_{99}S_1$ составляет 1.1, 0.97, 1.0, 1.3, 0.97, 1.0 и 0.95 масс.%, соответственно. Определены предельные концентрации легирующих элементов в твердых растворах $(TiFe)_{100-x}M_x$, полученных механохимическим синтезом. Максимальные значения x составляют: 8, 6, 8, 20 и 6 ат.%, для Mn, Zr, Cu, Al и Cr соответственно.

Работа выполнена при поддержке гранта ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы 14.A18.21.0309.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ МАРТЕНСИТА В СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ НАГРУЖЕНИИ КВАЗИСФЕРИЧЕСКИМИ СХОДЯЩИМИСЯ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ.

Зельдович В.И.[1], Хейфец А.Э.[1], Фролова Н.Ю.[1], Музыря А.К.[2], Симонов А.Ю.[2]

[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
frolova@imp.uran.ru
[2]РФЯЦ–ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия

Действие ударных волн приводит к образованию фаз высокого давления. Однако ударно-волновая деформация может вызвать появление менее плотной мартенситной фазы. Шаровой образец стали 12Х18Н10Т Ø40 мм был подвергнут нагружению квазисферически сходящимися ударными волнами. Взрывчатое вещество (ВВ) окружало поверхность шара. Инициирование ВВ осуществлялось в 12 точках, равномерно расположенных по шаровой поверхности. Величина давления на поверхности шара составляла 40 ГПа, в центре шара было не менее 200 ГПа. Для исследования образования α-мартенсита и его распределения в образце был применен метод магнитных порошковых фигур. Картина магнитных порошковых фигур (см. рисунок) частично совпадала с макроструктурой травления [1], но кроме того давала информацию о распределении остаточных температур. Было установлено, что ферромагнитный α-мартенсит (мартенсит деформации) располагается внутри пятигранных пирамид, вершины которых находятся в центре шара, а грани образованы плоскостями взаимодействия соседних ударных волн. Мартенсит отсутствует в центральной части шара (вокруг центральной полости), в лучах Альтшулера (на гранях пирамид) и в поверхностных областях шара (на рисунке это светлые области) Количество мартенсита невелико и составляет примерно 10%. В исходной структуре шара наблюдалась полосчатость, связанная с неравномерным распределением карбидов титана и хрома. Установлено, что мартенсит располагается вдоль полос, содержащих повышенную плотность карбидов. Предложен структурный механизм образования мартенсита под действием ударных волн в метастабильной аустенитной стали, имеющей карбидную полосчатость в исходном состоянии. Частицы карбидов инициируют образование разнонаправленных двойников при ударно-волновом нагружении. При взаимодействии двойников в полосах с карбидами образуется мартенсит. Метод магнитных порошковых

фигур может быть применен для исследования начальных стадий образования ферромагнитного мартенсита и особенностей взаимодействия ударных волн в метастабильных аустенитных сталях.

Работа выполнена по плану РАН, при частичной поддержке проекта Президиума РАН (12-П-2-1030) и РФФИ (грант 11-03-00047).

[1] Зельдович В.И., Литвинов Б.В., Фролова Н.Ю. и др. Металлографическое исследование распространения ударных волн в шаровых образцах стали 12Х18Н10Т при симметричном и несимметричном квазисферическом взрывном нагружении // ФММ. 2011. Т.112. №6. С. 647-655.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ПОЛУЧЕННЫХ ОСАЖДЕНИЕМ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Новиков В.А., Сафонов А.А., Штеренберг А.М.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,
vladislav_novyi@mail.ru

Экспериментально изучены триботехнические и фрикционные свойства покрытий на алюминиевых образцах на различных этапах их синтеза в тлеющем разряде в парах тэтрафторэтилена. Показано, что нанесение тонких пленок в плазме тлеющего разряда способствует повышению износостойкости образцов и снижению в 2 – 4 раза коэффициента трения. Значительное повышение качества модификации образцов имеет место при условии достижения прежде всего высокой адгезионной прочности соединения покрытия с основой, при формировании покрытий с высокими когезионными и упругими свойствами. Нанесение на поверхность алюминиевых образцов хрома перед синтезом полимерного покрытия в плазме тлеющего разряда приводит к увеличению адгезии покрытия и влияет на процессы адсорбции молекулярных фрагментов и структуру покрытия. Синтез покрытия проходил при значениях давления в реакционной камере 50 и 70 Па, мощности разряда 120 Вт, частоте 1 кГц и изменении длительности обработки от 5 до 600 секунд.

Истирание нанесённого полимера производилось при возвратно-поступательном движении по схеме сфера-плоскость на микротрибометре при следующих режимах: нагрузка 0.6 Н; средняя скорость скольжения 7×10^{-3} м/с; длина дорожки трения 15 мм; индентором являлся стальной шарик диаметром 5 мм. Испытания на износостойкость формируемых покрытий осуществляли при скорости скольжения 4×10^{-2} м/с и нагрузке 2 и 4 Н, так как при скорости 7×10^{-3} м/с и нагрузке 0.6 Н следы разрушения покрытия отсутствовали. Изучение морфологии поверхностей и дорожек трения модифицированных алюминиевых пластинок осуществляли на растровом электронном микроскопе (JEOL JSM-6390A) и сканирующем зондовом микроскопе (NanoEducator NT MDT Solver NOVA Tech. в режиме SFM – сканирующий силовой микроскоп).

Заметное (в 2 раза) снижение коэффициента трения для обрабатываемой поверхности начиналось при длительности разряда не менее 180 секунд и толщине нанесённого полимера 0.4 – 1.7 мкм, при этом величина шероховатостей поверхности плёнки составляла в среднем 70 нм, а максимальные неровности на поверхности 5х5 $мм^2$ не превышали 230 нм. Более длительная обработка (>180 с) производилась при меньших плотностях тока (60 Вт) и более высоком давлении (100 Па). Такой режим работы позволил добиться равномерного роста полимера и уменьшения внутренних напряжений, эти условия являются более выгодными с позиции уменьшения трения и увеличения качества сшивки полимера в объёме.

СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ TiNiCu ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Русинов П.О., Балаев Э.Ю., Бледнова Ж.М.

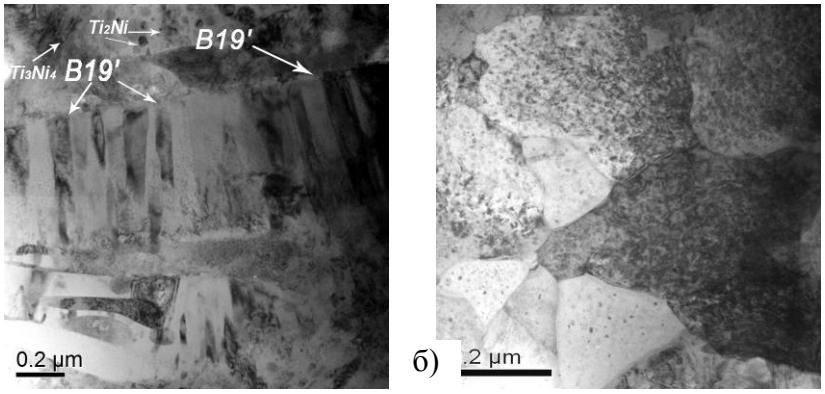
Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
ruspiter5@mail.ru; blednova@mail.ru

Формирование поверхностных слоев производилось путем высокоскоростного газопламенного напыления механоактивированного порошка из материалов с ЭПФ на основе TiNiCu на установке GLC-720. В качестве материала для механоактивации использовали порошки TiNiCu состава (Ti-45ат.%Ni-5ат.%Cu). В качестве основы использовалась сталь 17ХГСА.

Для механической активации и измельчения порошка (Ti-45ат.%Ni-5ат.%Cu) использовали шаровую мельницу ГЕФЕСТ – 2 (АГО-2У) со следующими параметрами: частота вращения барабана 800 - 2220 мин$^{-1}$, частота вращения водила 600-1090 мин$^{-1}$, диаметр стальных шаров 6 мм, время работы 2-8 мин. Обработку в шаровой мельнице осуществляли в защитной атмосфере (аргон). Порошок Ti50Ni45Cu5 после механоактивации представляет собой плоские диски размером от 1 до 10 мкм.

При комнатной температуре основная структурная составляющая поверхностного слоя Ti50Ni45Cu5 покрытия – мартенситная фаза с моноклинной решеткой, аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, также в покрытии присутствует небольшое количество оксидов титана менее 2%.

Как показал металлографический анализ, структура формируемых в результате высокоскоростного газопламенного напыления механоактивированного порошка слоев сплава Ti50Ni45Cu5 имеет крайне слабую травимость обычными реактивами вследствие сильного измельчения зерна в результате высокой скорости соударения частиц с подложкой и высокой скорости их охлаждения (рис. 1). В покрытии Ti50Ni45Cu5 наблюдается неоднородная структура, светлые составляющие и более темные с размером зерна 50-250 нм.



а) б)

Рис. 1 Микроструктура покрытия TiNiCu, полученного высокоскоростным газопламенным напылением механически активированного порошка. ×100000 – а,б)

Выполненный анализ структуры покрытия из материалов с ЭПФ на основе TiNiCu с использованием механоактивированного порошка показал, что предварительная механическая активация приводит к существенному улучшению внутренней структуры покрытия, уменьшению пористости и увеличению адгезии, что, вероятно, объясняется запасом энергии, накопленной в процессе механической активации в виде различного рода дефектов, энергия которых выделяется при высокоскоростном газопламенном напылении, что и приводит к лучшему проплавлению частиц, формированию практически монолитной структуры с меньшей пористостью.

СЕКЦИЯ 6

НОВЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

ТРЕХМЕРНАЯ ЧИСЛЕННАЯ МЕТОДИКА РАСЧЕТА НДС АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
radchenko@live.ru

Создание материалов с заданными свойствами является актуальной задачей, а современные технологии позволяют не только осуществлять это, но и оптимизировать параметры конструкции, например прочность, для работы при определенных режимах внешних воздействий. Такая оптимизация может быть произведена благодаря либо сообщению его структуре упорядоченности, либо армированию материала упрочняющими элементами. В композиционном материале компоненты образуют макроскопически многофазную среду, обладающую такими физическими свойствами, которые не характерны для каждого из компонентов по отдельности. Материал композиции, как правило, приобретает высокую степень анизотропии. Но, к сожалению, несмотря на существенный прогресс, достигнутый в технологиях получения материалов с заданными свойствами, исследований, посвященных средам с преимущественной ориентацией физико-механических свойств, крайне мало. Особенно это касается данных о поведении композитов при динамических нагрузках. Это относится и к экспериментальным исследованиям, и к математическому и численному моделированию.

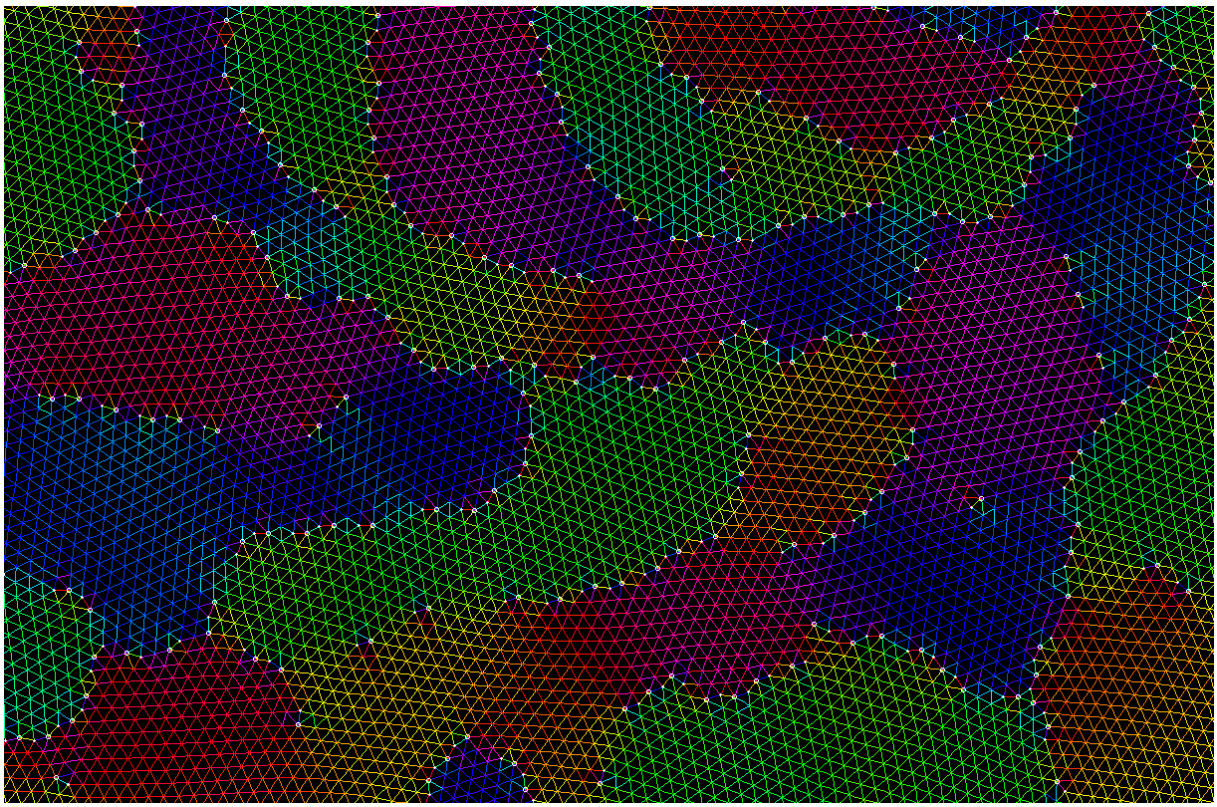
Анализ поведения композиционных материалов проводится, как правило, с использованием инженерных методик и позволяет получать приближенные интегральные оценки параметров для условий, допускающих понижение на единицу размерности задачи (поведение анизотропных материалов, как правило, трехмерное). В результате чаще всего рассматриваются осесимметричные воздействия на транстропный материал, а такие ключевые факторы как динамика разрушения, поведение материалов с различной симметрией свойств, эволюция волновых процессов, влияние ориентации свойств, которые могут стать определяющими при динамических процессах, остаются за рамками подобных методик. Важной особенностью анизотропных материалов является также зависимость их прочности от гидростатического давления, и этот факт должен учитываться при моделировании.

Решение задачи для анизотропного материала проводится в полных напряжениях – тензор напряжений не разделяется на девиатор и шаровой тензор, что позволяет учесть влияние всестороннего сжатия. Следует так же отметить, что предложенная модель описывает поведение хрупкоразрушающегося ортотропного материала, но при равенстве свойств в направления x и y, или во всех направлениях она переходит в модель хрупкоразрушающегося транстропного или изотропного материала. Это позволяет с единых модельных представлений исследовать поведение широкого класса материалов с различной симметрией свойств. Сравнение результатов расчетов разрушения сферических тел из изотропного и анизотропного материалов при импульсном нагружении с использованием предложенной модели с имеющимися экспериментальными и расчетными данными по импульсному обжатию изотропных шаров [3] свидетельствует об адекватности модели.

TWO ALTERNATING TRIPLE JUNCTIONS OF GR. B. IN ANY 2D POLYCRYSTAL

Lissowski A.M.

Computer Sect.Soc.Polish Free University, Warsaw, Poland
aliss5h7@engineering.com



Triple junctions (TJ) of grain boundaries (GB) in graphene are recently investigated as main centers for cracks, elucidated by Boris Yakobson as TJ additional hepta- or penta-gonal disclination in Nano Lett. 2013. Emerging pattern of 5-, Hexa-, 7-gonal close-packing (5H7) in polycrystalline graphene will soon confirm proposed below understanding of 2D polycrystal, started 65 years ago from fascination about 5H7 in phyllotaxis, developed with atomistic simulation (mainly by Steinhaus-Voronoi centroidal iterations introduced at Symp. Computer Films in Phys. Chem. Research in 1978), presented partly at MIT conference "Shaping of tissue by deviation from hexagonal close-packing of cells" in 1970 and at Int. Congress Math. in 1983, but later too often rejected. 2D polycrystal rarely exhibits closed loops around grains, because two only possible TJ (with additional hepta- or penta-gonal disclination) are preferably alternating along GB, promoting even sided grains. Near GB with two not alternating TJ (at bottom left), some of four nearest low-angle GB easily disperse into 5/7 edge dislocations. Even-sided (2,4,6,8...) grains with alternating consecutive TJ are more possible, but are rare because grain growth involves the same kind GB also. In extended tri-crystal only even-sided loops are possible. Proofs: TJ with grains G1a/G2/G3 alternate with TJ of G1b/G3/G2 along GB between G2 and G3, if both outside grains G1a and G1b are of the same orientation (shown as colors: bonds angles mod 60°). TJ in tri-crystal alternate by 3 colors order. Misorientation between neighboring grains is rotation angle <60° transfering nearest axes. Sum of 3 GB misorientations in flat TJ could be only 60° for 5 or 120° for 7. TJ132=180°-TJ231 reveal reflected triangles chirality. If both TJ have 2 coincident GB with sigma s1 and s2 as prime numbers, third GB have s3=s1*s2. In tri-crystal e.g. TJ with s1 s2 s3 alternate with TJ s3 s2 s1 along GB s2. Similar ideas about disclinations in TJ from very important, but untill today unknown to author, remarkable works in Russia will be compared.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЫКОВ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОЛОНН

Радченко П.А., Гончаров М.Е., Батуев С.П., Балдин И.В., Плевков В.С., Радченко А.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
radchenko@live.ru

Исследование работы стыков железобетонных колонн в последнее время становится все более актуальным, так как при возведении железобетонных каркасов многоэтажных жилых и гражданских зданий часто встречаются дефекты и ошибки, которые, снижая несущую способность колонн и их стыков, могут привести к отказу отдельных конструкций здания или здания в целом. Кроме этого, динамические воздействия могут воспринимать конструкции, которые ранее не рассчитывались на динамические нагрузки, что обусловлено повышением сейсмичности для многих регионов России и, особенно для городов Западной Сибири.

Для выявления работы стыков железобетонных колонн, усиленных металлическими обоймами, а так же для получения величин разрушающих нагрузок и характера их разрушения при кратковременных динамических нагрузках, была разработана программа экспериментальных и численных исследований, которая включала в себя три серии образцов. Каждая серия состояла из пяти образцов, выполненных в масштабе 1:4 к натурным колоннам, с варьированием наличия стыка, армирования в стыке и внешнего усиления в виде металлических элементов. При этом принималась следующая маркировка экспериментальных образцов: Кд – образец без стыка; СКд – образец со стыком, при наличии сеток в уровне стыка; СКДд – образец со стыком, без сеток в уровне стыка; СКМд – образец со стыком, при наличии сеток в уровне стыка и усиленный металлической обоймой; СКМДд – образец со стыком без сеток в уровне стыка и усиленный металлической обоймой. Все экспериментальные образцы армировались пространственными вязаными каркасами. Рабочая арматура была выполнены в виде 8 стержней диаметром 8мм класса А-III (А-400). Косвенное армирование (хомуты и сетки) выполнено из проволоки Вр-I (В500) диаметром 3мм. Для предотвращения локальных разрушений в приопорных зонах устанавливается косвенное армирование в виде 5 сеток с шагом 20мм. При стыке железобетонных колонн без дефекта (СКд, СКДд) в зоне стыка было установлено пять сеток с шагом 20мм. При стыке колонн с дефектом (СКДд, СКМДд) сетки в зоне стыка отсутствовали. Все опытные образцы были изготовлены из бетона, который соответствовал классу В20. Для получения информации о поведении элементов использовалась запатентованная копровая установка с системой измерительных приборов лаборатории кафедры железобетонных и каменных конструкций ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет», которая позволяет создавать кратковременную динамическую нагрузку на испытываемый железобетонный элемент.

НОВАЯ МЕТОДИКА АТТЕСТАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ

Дерюгин Е.Е., Суворов Б.И.

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

В данной работе при определении условия нестабильного распространения трещины применен энергетический подход: рост трещины имеет место, если система может выделить энергию, необходимую для начала распространения трещины на элементарное расстояние *dl*. В качестве основной характеристики трещиностойкости материала рассматривали удельную энергию разрушения *G*, которую рассчитали согласно новой методике, разработанной применительно к малоразмерным образцам с шевронным надрезом:

$$G = \frac{3E}{4}\frac{b^3}{l^4}\lambda_e^2.$$

Здесь E – модуль Юнга, $l = l_0 + \Delta l$ – длина трещины, l_0 – расстояние от точки приложения нагрузки до границы шевронного надреза, Δl – увеличение длины трещины в зоне шевронного надреза, b – полутолщина образца α – угол на конце шевронного надреза, (рис. 1). Величина λ_e определяет смещение точек приложения внешней нагрузки P, обусловленное исключительно процессом распространения трещины, которое, как известно, сопровождается увеличением податливости образца $\eta = \lambda_e/P$ (величина обратная жесткости $M = \lambda_e/P$). В экспериментах смещение точек приложения внешней нагрузки λ помимо λ_e содержит дополнительный вклад λ_p, обусловленный процессами пластической деформации до момента распространения трещины, т.е. $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$. В связи с этим определение λ_e является принципиально важной задачей механики разрушения. В ходе теоретических вычислений в данной работе было найдено следующее уравнение для λ_e:

$$\lambda_e = \frac{8Pl^3}{Eab^3}\left[\frac{2\Delta l}{a}\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2} + \left(1 - \frac{2\Delta l}{a}\operatorname{tg}\frac{\alpha}{2}\right)\frac{l}{l_0}\left[4 + \frac{a}{l_0}\operatorname{ctg}\frac{\alpha}{2} + \frac{2\Delta l}{l_0}\right] \Big/ \left[2 + \frac{a}{l_0}\operatorname{ctg}\frac{\alpha}{2}\right]^2\right]^{-1}.$$

Расчёт λ_e позволяет определять характеристики трещиностойкости образцов с шевронным надрезом без жёстких ограничений на величину пластической деформации перед вершиной трещины и в образце в целом.

Показано, что в качестве основных характеристик трещиностойкости следует рассматривать удельную энергию разрушения G и отношение λ_p/λ_e, определяющее относительный вклад пластической деформации в смещение точек приложения нагрузки, не связанный с распространением трещины.

Разработанный метод применён для определения характеристик трещиностойкости ряда металлических материалов в крупнокристаллическом (размер зерна 8-10 мкм) и в субмикрокристаллическом состояниях (размер зерна 400 нм).

Проведённые исследования показали, что при нагружении образцов с шевронным надрезом пластическая деформация может в случае пластичных материалов на много превысить величину смещений, обусловленных увеличением податливости образца. Таким образом, наряду с удельной энергией разрушения G отношение λ_p/λ_e является важной характеристикой вязкости разрушения материала.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ НА РАННИХ СТАДИЯХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Проведен детальный анализ распределений числа сигналов акустической эмиссии (АЭ) по энергии на разных этапах нагружения цилиндрических гранитных образцов (h=190.5 мм, d=76.2 мм). На рис.1a показано пространственное распределение координат гипоцентров АЭ-сигналов (по существу – распределение образующихся дефектов) на ранней стадии деформирования (~0.5-0.6 времени жизни образца). Видно, что дефекты образуются равномерно по образцу. Распределения по энергии АЭ-сигналов, соответствующих данным дефектам, в различных пространственных областях образца, приведены на рис.1b,c. Установлено, что в большей части объема образца (рис.1a zone A,C) распределение описывается экспоненциальной функцией (рис.1b). Однако явно выделяется область (рис.1a zone B), в которой распределение аппроксимируется степенной функцией (рис.1c).

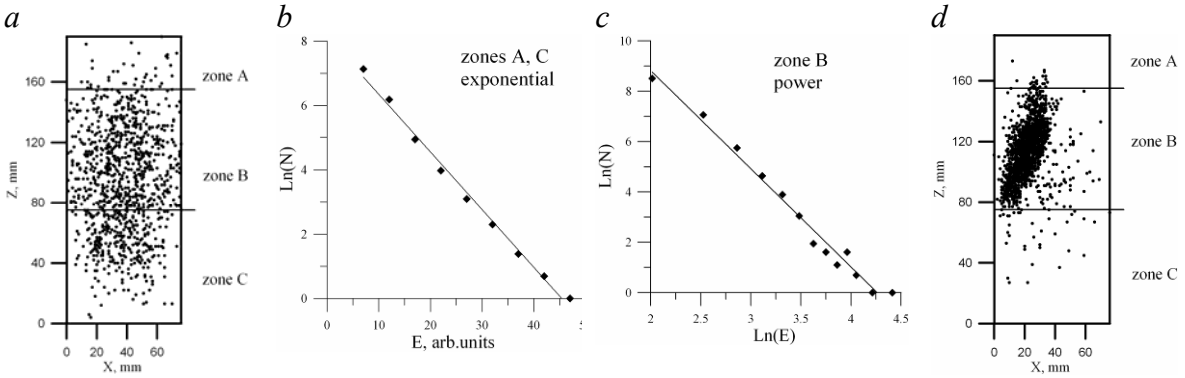


Рис.1. Пространственный и энергетический анализ разрушения гранитных образцов. Проекции координат гипоцентров источников АЭ : a - ранняя стадия деформирования (от начала нагружения до 0.6 долговечности образца); d – локализованное разрушение (от 0.9 долговечности вплоть до разрушения образца). Распределения числа N сигналов АЭ по энергии E (период времени от начала нагружения до 0.6 долговечности образца): b - zones A,C; c - zone B.

Если же построить распределение для сигналов из всего объема образца, то его не удается удовлетворительно аппроксимировать ни степенной, ни экспоненциальной функцией. Это означает, что имеет место суперпозиция функций. Именно пространственное «сканирование» позволило найти области образца с явно выраженным различным видом энергетического распределения.

На завершающем этапе нагружения наблюдается локализация дефектообразования, и распределение по энергии АЭ-сигналов имеет степенной вид. Пространственное распределение координат гипоцентров этих АЭ-сигналов (рис.1d) явно демонстрирует, что локализация дефектообразования происходит именно в той области образца (zone B), в которой еще на ранних этапах энергетическое распределение имело степенной вид.

Полученные результаты позволяют на весьма ранних стадиях деформирования образцов выделять пространственные области, где со временем разовьется макротрещина, т.е. делать долгосрочный прогноз.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-05-00152_а).

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ОБРАЗЦОВ УГЛЕПЛАСТИКА МЕТОДОМ КОРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Ильичев А.В., Раскутин А.Е.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации, Москва, Россия
ilichevAV@viam.ru

В настоящее время стали широко применяться бесконтактные средства измерения – оптические датчики деформации, наиболее распространены из которых лазерные и видео экстензометры. К оптическим средствам измерения относится и метод корреляции цифровых изображений (Digital Image Correlation – DIC). Принцип его работы основан на анализе цифровых изображений и нахождения коэффициента корреляции, который определяется по смещению точек, предварительно нанесенных на области распознавания образцов [1]. Данная система позволяет определять поля деформации объекта исследования вплоть до разрушения, выделять и измерять любые участки цифровыми экстензометрами и тезодатчиками (виртуальные датчики, назначаемые непосредственно в программе обработки скоррелированных изображений)[2,3,4].

В данной работе исследовалось влияние концентратора напряжения на деформационные характеристики углепластика, на основе эпоксидного связующего марки ВСТ1211 и углеродной ленты ЛР-300, схема армирования $[-45,45,0,90]_{ns}$. Образцы исследовались методом механического испытания на растяжение с не заполненным отверстием по стандарту ASTM D5766. Для определения полей деформаций использовалась оптическая система измерения Vic 3D. Деформация измерялась цифровыми тензоризисторами – ЦТ (рисунок 1,а; 2,а) и цифровыми экстензометрами – ЦЭ (рисунок 1,б; 2,б). Образец нагружался до разрушения, данные измерения проводились вне упругой зоны деформации материала.

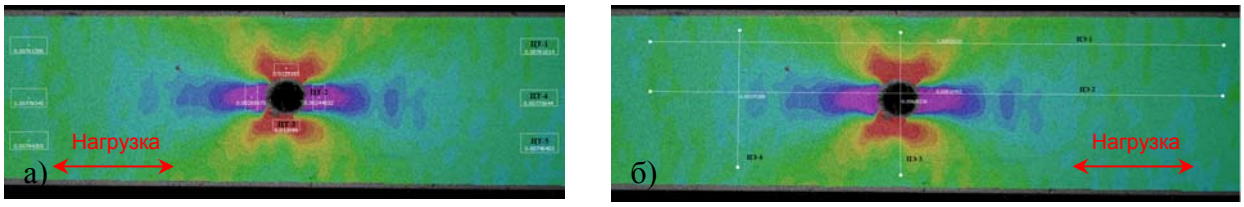


Рисунок 1 – Поля деформаций: а) измерение деформации цифровыми тензометрическими датчиками; б) измерение деформации цифровыми экстензометрами.

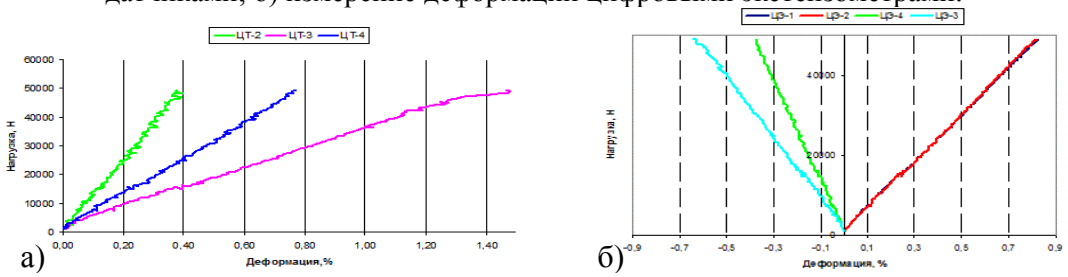


Рисунок 2 – Диаграммы деформирования а) измерение деформации цифровыми тензометрическими датчиками; б) измерение деформации цифровыми экстензометрами.

В ходе проведения исследования, с применением оптической системы корреляции цифровых изображений, удалось определить поля деформаций образца углепластика и выявить локальную зону влияния концентратора (отверстия) на напряженно-деформационное состояния композиционного материала, вплоть до разрушения.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ТРИП/ТВИП СТАЛЕЙ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Линдеров М.[1], Зигель К.[2], Вайднер А.[2], Бирман Х.[2], Виноградов А.[1]

[1]*Лаборатория физики прочности и интеллектуальных диагностических систем Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия*
[2]*Институт материаловедения, Технический университет г. Фрайберг, Германия*
dartvi@gmail.com

Введение

Современные метастабильне стали с ТРИП/ТВИП эффектами сочетают в себе комплекс физико-механических свойств недостижимый для других металлических материалов. Это обусловлено тем, что при пластической деформации в данных сталях возможно протекания мартенситного превращения и/или двойникования. Оба вышеназванных процесса очень чувствительны к химическому составу, что можно использовать для получения комплекса благоприятных физико-механических свойств. Однако их кинетика до конца не изучена. Также известно, что мартенситное превращение, равно как и двойникование, являются мощными источниками сигналов акустической эмиссии (АЭ), с принципиально разными формами спектра. В представленной работе данный метод с использованием преимуществ оригинальных новых процедур кластерного анализа применялся для изучения кинетики процессов, протекающих при растяжении ТРИП/ТВИП сталей содержащих 16% Cr, 6% Mn и переменным содержанием Ni: 3%, 6% и 9%.

Материалы и методы исследования

В представленной работе использовались стали [1] с химическим составом указанным в *таблице 1,* и приготовленные по методике, описанной в [2].

Таблица 1: Химический состав и точка начала мартенситного превращения для ТРИП/ТВИП сталей

	Химический состав (%)							**M_S (°C)**
Сталь	*C*	*Cr*	*Mn*	*Ni*	*Si*	*Al*	*N*	
16Cr-6Mn-**3Ni**	0.05	16.0	6.4	3.2	0.8	0.06	0.06	60
16Cr-6Mn-**6Ni**	0.08	16.0	6.0	6.1	1.0	0.05	0.05	-30
15Cr-6Mn-**9Ni**	0.04	15.3	5.8	8.6	0.9	0.07	0.05	-40

Образцы изготавливались аналогично представленным в работе [2]. Для испытания на одноосное растяжение использовалась испытательная машина Zwick 1476 со скоростью перемещения траверсы $3x10^{-3}c^{-1}$. Акустическая эмиссия записывалась без порога с использованием 18 битной платы PCI-2 фирмы PAC с частотой дискретизации 2 МГц. Эксперимент проводился с АЭ сенсором WD FS63 (PAC) и полным усилением 60 дБ в полосе частот 30-1000 кГц.

Для характеристики отдельных процессов применялся метод адаптивного последовательного кластерного анализа k-средних (Adaptive Sequential k-means), разработанный Помпони и Виноградовым, в среде MATLAB™ [3].

Результаты

Диаграммы нагружения, синхронизированные с энергией *E* и медианной частотой f_m сигнала АЭ, а также работа алгоритма кластерного анализа представлены на *рисунке 1*.

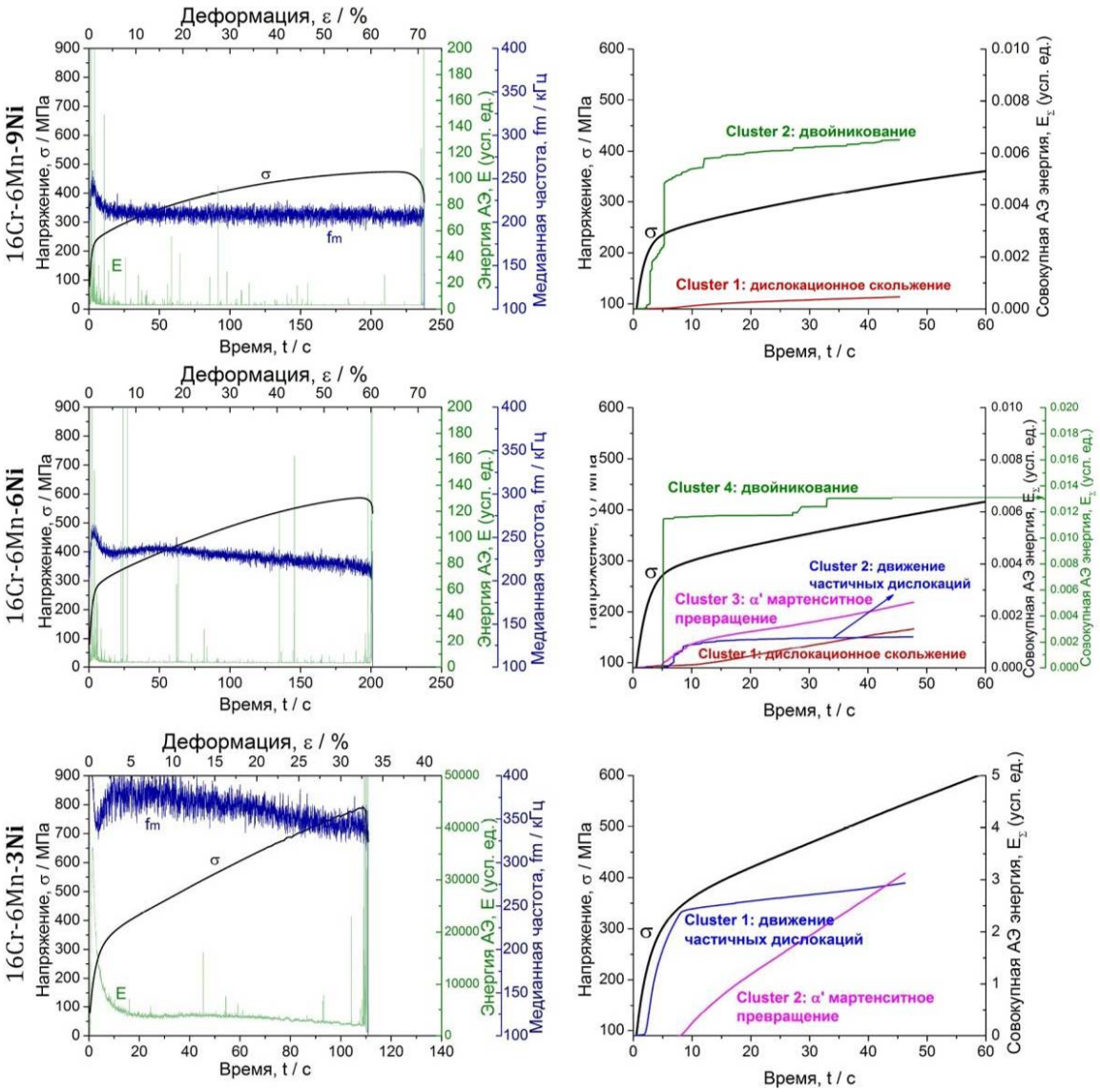


Рисунок 1. Диаграмма нагружения синхронизированная с энергией E и медианной частотой f_m, а также кинетика отдельных механизмов деформации для каждого типа стали, содержащих 16% Cr 6% Mn и переменное содержание Ni: 3, 6 или 9%.

Заключение

Деформационные процессы в метастабильных аустенитных сталях с ТРИП/ТВИП эффектом, отличаются большим набором механизмов, взаимодействующих друг с другом сложным образом. Кроме дислокационного скольжения, элементарные механизмы включают двойникование, образование дефектов упаковки (ε-мартенсит) и фазовое превращение с образованием α′ мартенсита. Кинетика этих процессов может быть прослежена на основе результатов статистического кластерного анализа временных рядов АЭ.

[1] Weiß A, et al.: патент Германии WO 002008009722A1.
[2] Vinogradov A, Lazarev A, Linderov M, Weidner A, Biermann H., Acta Materiala, Vol. 61, No. 7, 2013, 2434-2449.
[3] Pomponi E, Vinogradov A.:. Mech. Syst. Signal Proc., 2013 (doi 10.1016/j.ymssp.2013.03.017)

MOLECULAR DYNAMIC SIMULATIONS OF ULTRATHIN NICKEL NANOWIRES AT DIFFERENT TEMPERATURES

Starostenkov M.D.[1], Aish M.M.[2]

[1]*I. I. Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia,*
[2]*Physics department, Faculty of science, Menoufia university, Egypt*
mohamedeash2@yahoo.com

The mechanical properties of ultrathin Nickel nanowires have been studied at different temperatures using molecular dynamics simulations. Molecular Dynamics (MD) simulations have been carried out on pure ultrathin Nickel (Ni) crystal with face-centered cubic (FCC) lattice upon application of uniaxial tension at nanolevel with a speed of 20 m/s. The deformation corresponds to the direction <001>. To the calculated block of crystal - free boundary conditions are applied in the directions <100>, <010>. Morse potential was employed to carry out three dimensional molecular dynamics simulations. MD simulation used to investigate the effect of temperature of ultrathin Ni nanowire on the nature of deformation and fracture. Temperature effect on the extension property of metal nanowire is discussed in detail. The mechanical strengths and the mechanical strain of the nanowires decrease linearly with the increasing temperature. The feature of deformation energy can be divided into four regions: quasi-elastic, plastic, flow and failure. Experiments have shown that when the temperature increases the first stage of deformation was narrowed, and the second stage was widened. The results showed that breaking position depended on temperature. The simulation results at nanoscale play an important role on the mechanical behaviors of nanostructures.

MOLECULAR DYNAMIC STUDY FOR ULTRATHIN NI_3FE ALLOY

Aish M.M.[2], Starostenkov M.D.[1]

[1]*I. I. Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia,*
[2]*Physics department, Faculty of science, Menoufia university, Egypt*
mohamedeash2@yahoo.com

Molecular Dynamics (MD) simulations have been carried out on ultrathin ordered Ni_3Fe alloy with face-centered cubic (FCC) lattice upon application of uniaxial tension at nanolevel with a speed of 20 m/s. Triggering by a rectangular box with a base in a square in the {001}, the deformation corresponds to the direction <001>. To the calculated block of crystal - free boundary conditions are applied in the directions <100>, <010>. Morse potential was employed to carry out three dimensional molecular dynamics simulations. A computer experiment is performed at a temperature corresponding to 300K. MD simulation used to investigate the effect of long of ultrathin Ni_3Fe alloy on the nature of deformation and fracture. The engineering stress–time diagrams obtained by the MD simulations of the tensile specimens of these ultrathin Ni_3Fe nanowires show a rapid increase in stress up to a maximum followed by a gradual drop to zero when the specimen fails by ductile fracture. The feature of deformation energy can be divided into four regions: quasi-elastic, plastic, flow and failure. The yield strength decreased with increasing long of alloy. The results showed that breaking position depended on the alloy length.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ СМК НИКЕЛЯ ПРИ ОТЖИГЕ МЕТОДОМ АННИГИЛЯЦИИ ПОЗИТРОНОВ

Бордулев Ю.С.[1], Лаптев Р.С.[1], Лидер А.М.[1], Кузнецов П.В.[1,2], Корзникова Е.А.[3], Корзников А.В.[3], Рахматулина Т.В.[2]

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[3]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что в субмикрокристаллических (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД) запасается значительная энергия деформации в виде иерархии дефектов различной размерности, таких как границ зерен разнообразного типа, дислокации, вакансии. Поэтому структура свежеприготовленных СМК материалов является метастабильной. С целью снижения степени ее неравновесности СМК материалы подвергают низкотемпературному отжигу. В процессе отжига происходит релаксация избытка энергии путем трансформации границ зеренно-субзеренной структуры (ЗСС), а также релаксации неравновесных дефектов в объеме кристаллитов.

В [1] с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) исследована эволюция средних размеров ЗСС и избыточной энергии границ зерен в зависимости от температуры отжига образцов СМК никеля. В настоящей работе методом аннигиляции позитронов исследована эволюция дефектной структуры в объеме кристаллитов никеля в зависимости от температуры отжига. Для исследования аннигиляции позитронов в СМК никеле использовали две методики - измерение спектров времени жизни позитронов (СВЖ) и допплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ).

Результаты свободного разложения СВЖ позитронов в СМК никеле в свежеприготовленном состоянии и после отжига в интервале температур (60 ÷360)º С показывают, что большинство позитронов (> 99%) аннигилируют из локализованных в дефектах состояний с характерными временами жизни $\tau_2 \sim (150 \div 165)$ пс и $\tau_3 \sim (230 \div 290)$ пс. Сопоставление с литературными данными, позволило идентифицировать τ_2 и τ_3 с аннигиляцией позитронов, захваченных дислокациями и вакансионными комплексами, включающими от N=4 до N=9 вакансий никеля. Изменение τ_3 показывают, что с ростом температуры отжига происходит перераспределение избыточного объема в виде вакансионных кластеров из кристаллитов к границам ЗСС, что проявляется в изменении размеров ЗСС и избыточной энергии ГЗ СМК никеля.

Из спектров ДУАЛ определяли R- параметр, который не зависит от концентрации дефектов, а определяется только их типом. Было установлено, что имеется две области температур, которым соответствуют различные значения R – параметра: от комнатной до Т=180ºС и от Т=180 ºС до Т=360 ºС. Это свидетельствует о принципиально разной природе дефектов-ловушек позитронов в этих областях температур. Этот результат хорошо согласуется с изменением размеров ЗСС вплоть до температуры Т=180 ºС и началом рекристаллизации в СМК никеле при Т=240 ºС наблюдавшихся в [1] с помощью СТМ.

Таким образом, результаты исследования аннигиляции позитронов в СМК никеле, показывают, что в процессе низкотемпературного отжига происходит перераспределение избыточного объема между кристаллитами и границами ЗСС СМК никеля, что позволяет рассматривать границы зерен и кристаллиты как две подсистемы деформируемого твердого тела.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 12-02-31854_мол_а.

[1] Кузнецов П. В. , Петракова И. В. , Рахматулина Т. В. , Батурин А. А. , Корзников А. В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2012 - Т. 78 - №. 4, С. 26-34.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В СПЛАВЕ ВТ1-0 ПОСЛЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ

Черняева Е.В.[1], Хаймович П.А.[2], Шульгин Н.А.[1]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*
lena@smel.math.spbu.ru
[2]*ННЦ«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина*

Авторы продолжают изучение влияния барокриодеформирования (БКД) на свойства технического титана ВТ1-0 методом акустической эмиссии (АЭ). Ранее было показано, что увеличение степени БКД приводит к снижению энергии и увеличению медианной частоты сигналов АЭ [1,2]. Образцы были изготовлены из прутков диаметром 2–4 мм в виде таблет толщиной 0,8–1 мм. В настоящей работе исследованы параметры АЭ при индентировании образцов ВТ1-0, вырезанных из экструдатов диаметром 8–10мм в продольном или поперечном направлении. БКД со степенью δ = 8,7, 21, 34 и 43% проводилось при 77К. Условия проведения акустических испытаний и методика обработки АЭ сигналов подробно описаны в [1, 2]. Полученные результаты приведены на рис.1.

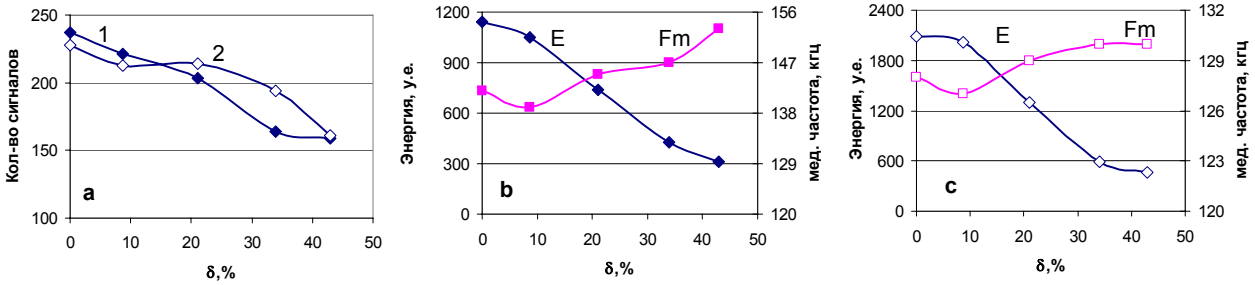


Рис.1. Количество сигналов АЭ (*a*) и эволюция средней энергии (*E*) и средней медианной частоты (F_m) сигналов АЭ (*b*, *c*) при индентировании поперечных (рис.1*b* и кривая 1 на рис.1*a*) и продольных (рис.1*c* и кривая 2 на рис.1*a*) образцов сплава ВТ1-0 в зависимости от степени БКД δ.

Общими закономерностями, аналогичными полученным в [1, 2], являются снижение количества сигналов АЭ и их энергии при увеличении степени БКД. Во всех случаях отмечалось также увеличение медианной частоты спектров АЭ, что может быть связано с измельчением структурных компонентов материала после БКД. Однако средняя энергия сигналов АЭ в продольных образцах оказалась почти в 2 раза выше, чем в поперечных. Это может быть связано с тем, что зерна вытянуты вдоль направления экструзии, и свободный пробег дислокаций в них больше, что увеличивает энергию АЭ. При этом медианная частота в продольных образцах изменяется незначительно, т.к. возможно, в этом случае измельчение зерен сказывается меньше.

Таким образом, по поведению АЭ при индентировании образцов сплава ВТ1-0 можно судить о состоянии материала после БКД. Однако для получения более полной картины происходящих при БКД изменений необходимы тщательные структурные исследования материала.

[1] Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г., Мерсон Д.Л. Влияние барокриодеформирования на акустическую эмиссию в техническом титане ВТ1-0/ Сб. материалов 50 Междунар. Научн. симпозиума "Актуальные проблемы прочности" (27 сентября - 1октября 2010 г. Витебск. Беларусь). Ч.1. Витебск, 2010. -с.78-80.

[2] Е.В.Черняева, П.А.Хаймович, А.М.Полянский, В.А.Полянский, Д.Л.Мерсон, Е.Г. Замлер, Ю.А.Яковлев Влияние барокриодеформирования на содержание водорода и акустическую эмиссию в техническом титане ВТ1-0//ЖТФ, 2011, том 81, вып.4. – С.131-134.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛЕЙ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТОДОМ МНОГОШАГОВОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Доброславский А.В.

Подольский институт (филиал) ФГБОУ ВПО "Московский государственный открытый университет имени В.С. Черномырдина", Подольск, Россия
dsas@mail.ru

Определение полей температурных деформаций с последующим определением остаточных напряжений методом многошаговой интерферометрии – это развитие известного метода спекл-интерферометрии с высверливанием отверстия. Существенным в методе является то, что требуется получать три компоненты вектора перемещений $u = (u_1, u_2, u_3)$, а не только нормальную компоненту, как в базовом методе. Для получения трех компонент оптическая схема интерферометра была существенно доработана.

В методе используется температурное воздействие на объект исследования. Это может быть как полученное в процессе изготовления воздействие (например, при изготовлении бакоровых отливок), так и специально созданное однородное температурное поле. Температура воздействия должна быть такова, чтобы напряженное состояние объекта не выходило из зоны упругих деформаций. Таким образом, метод позволяет не нарушать сплошность объекта.

В процессе остывания объекта делаются снимки спекл-структуры объекта в моменты времени $t_0, t_1, \ldots, t_k$. Обычно, для высокоуглеродистых сталей нагрев не должен превышать 200°С, а процесс остывания в условиях свободного теплообмена с внешней средой по закону Ньютона наблюдается 120 мин.

В моменты времени $t_1, t_2, \ldots, t_k$ вычисляются интерферограммы как разность спекл-структур между текущим и предыдущим шагом. Для каждого из компонент вектора перемещений должна быть вычислена своя интерферограмма. Поскольку объект наблюдается целиком, для определения векторного поля перемещений поверхностного слоя объекта на шаге t_1 интерферограмма разбивается на области $S_{ij}(t_1)$ ортогональной сеткой с тем, чтобы определить вектор перемещения для каждой области. Размер шага сетки должен быть таким, чтобы в каждой области содержалось минимум 2 интерференционные полосы. В результате такого разбиения получаем компоненты векторов перемещений (u_1, u_2, u_3) для всех областей для момента времени t_1.

Процедуру повторяют для моментов времени $t_2, t_3, \ldots, t_k$. В результате получаем значения $S_{ij}(u_1, u_2, u_3, t_k)$ $(i = 1, \ldots, n; j = 1, \ldots, m; k = 1, \ldots, q)$.

Используя метод конечных разностей получаем тензор малых деформаций, а зная модуль сдвига G и коэффициент Пуассона μ материала объекта получаем тензор напряжений для любой области и для любого момента времени $t_1, \ldots, t_k$.

ДЕКОРИРОВАНИЕ ПОЛОС СДВИГА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Глезер А.М., Пермякова И.Е.

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

Для описания деформационного поведения аморфных сплавов (АС) и аморфно-нанокристаллических композитов необходимо детальное исследование особенностей формирования и развития в них полос сдвига (ПС). Пристальное внимание ученых сконцентрировано на выяснение вопросов, касающихся локального разогрева в ПС, оценки эффективной толщины ПС, природы структурных изменений в ПС, условий их распространения в материале. Целью настоящей работы является изучение морфологических особенностей неоднородной пластической деформации АС на основе кобальта посредством метода избирательного химического травления.

Объектами исследований являлись ленточные АС, полученные методом спиннингования: $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17}$ и промышленная марка 84КХСР (Co-Fe-Cr-Si-B). Травление осуществлялось в 4-х %-ом водном растворе азотной кислоты. Наблюдения за изменениями проводились на контактной стороне ленты, прилегающей к закалочному барабану при её получении.

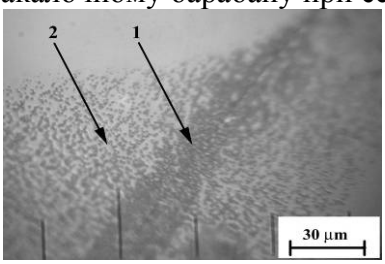


Рис. 1 Зоны (*1* и *2*) в фигуре травления полосы сдвига на поверхности АС 84КХСР.

Проведенные эксперименты показали, что на исследуемом АС 84КХСР с увеличением продолжительности травления плотность фигур травления, «декорирующих» ПС, заметно возрастает. Этот факт противоречит общепринятому доказательству традиционного дислокационного характера травления в ходе многократного химического воздействия, поскольку если ямки травления связаны с дислокациями, то с увеличением времени травления не должно происходить интенсивного увеличения их плотности, а должен наблюдаться лишь рост размеров и глубины. Кроме того, на поверхности АС отсутствует и правильная огранка фигур травления. Если детально анализировать область вблизи ПС после травления, то в ней можно выделить две зоны (рис. 1). Первая зона (1) непосредственно прилегает к ПС и подвергается наиболее интенсивному воздействию реагентов. Вторая зона (2) ограничивает первую зону (1) от неподдающейся травления поверхности сплава, её форма может не зависеть от геометрии ПС. Вариации в ближнем порядке могут приводить к флуктуациям химического потенциала, что проявляется в появлении ямок травления вблизи ПС. Кроме того, ПС является концентратором внутренних напряжений. Следует отметить важную особенность: в отличие от АС 84КХСР, содержащего бор, на сплаве $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17}$ декорирования ПС путем химического травления не удается получить. Анализируя концентрационные профили распределения химических элементов в поверхностных слоях исследуемых АС, можно предположить, что избирательному травлению в первую очередь подвергаются области обогащенные бором. В полосах сдвига, вероятно, происходит локальное снижение вязкости и эффективное диффузионное перемещение атомов металлоида (B) в области с избыточным свободным объемом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант мол_а № 12-02-31600).

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ СООТНОШЕНИЙ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ СРЕДЫ

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

НИИМ Нижегородского университета, Нижний Новгород, Россия
vas-gor@rambler.ru

В докладе обсуждаются математические модели на основе соотношений механики поврежденной среды, алгоритмы и численная методика исследования методом конечных элементов (МКЭ) процессов растрескивания под напряжением (КРН) элементов конструкций, работающих в условиях агрессивного воздействия коррозионной среды.

Разработана математическая модель, описывающая в рамках соотношений механики поврежденной среды процессы КРН нержавеющих сталей в условиях агрессивного воздействия коррозионных сред при квазистатических термосиловых нагружениях. В основу модели положен известный механизм КРН, согласно которому возникновение и развитие процесса растрескивания под напряжением представляется как результат взаимодействия разрушения защитных пленок на поверхности металла, анодного растворения металла и образования новой защитной пленки [1, 2]. При построении такой модели КРН рассматривается как некоторый нестационарный процесс изменения состояния конгломерата из окисной пленки, защищающей основной материал от агрессивного воздействия коррозионной среды и состоянием самого материала, определяемого уровнем действующих напряжений, температуры, временем воздействия и концентрацией коррозионной среды, а также параметрами, характеризующими историю необратимого деформирования и текущую поврежденность материала.

Предложенная модель включена в состав общей модели поврежденного материала, реализованной в вычислительном комплексе УПАКС [3] моделирования на основе МКЭ процессов нелинейного деформирования и разрушения конструкций при квазистатических термосиловых нагружениях.

С помощью созданных средств, проведено численное моделирование процесса разрушения тонкостенного трубчатого образца из стали Х18Н10Т, частично погруженного в жидкую хлорсодержащую среду, в условиях осевого растяжения. Проведено сравнение полученных результатов с представленными в [4] экспериментальными данными, показавшее их хорошее качественное и количественное согласование.

[1] Методы обоснования ресурса ядерных энергетических установок /Ф.М. Митенков, В.Б. Кайдалов, Ю.Г. Коротких, В.А. Панов, С.Н. Пичков; Под общ. ред. Ф.М. Митенкова. – М.: Машиностроение. – 2007. – 448 с.

[2] Погодин В.П., Богоявленский В.Л., Сентюрев В.П. Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющих сталей в водных средах. М.: Атомиздат. – 1976. – 326 с.

[3] Вычислительный комплекс УПАКС. Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности. Аттестационный паспорт программного средства. Регистрационный паспорт аттестации ПС № 147 от 31.10.2002.

[4] Сандлер Н.Г., Козин В.А. Коррозионное растрескивание сталей типа Х18Н10Т в пароводяных хлоросодержащих средах. Защита металлов. т.XX, №3. – 1984. – С. 393–396.

ПОВЕРХНОСТЬ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ: ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ “ОСТРОВОВ” И “БЕРЕГОВОЙ ЛИНИИ”

Гринберг Б.А.[1], Иванов М.А.[2], Волкова А.Ю.[1], Иноземцев А.В.[1], Пушкин М.С.[3]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*
bella@imp.uran.ru
[2]*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев*
maivanov@ukr.net
[3]*Уральский Федеральный Университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург*

Поверхность раздела при сварке взрывом является либо плоской, либо волнообразной. При этом, как показали электронно-микроскопические исследования различных сварных соединений [1], поверхность не является гладкой, а содержит многочисленные выступы. На рис. 1 представлено СЭМ изображение продольного (фактически наклонного, под некоторым углом) сечения вблизи плоской границы для соединения Cu-Ta. Наблюдаемые на рис. 1 острова представляют собой сечения выступов тантала (белый цвет). Если судить по форме островов, то выступы, как и острова, имеют неправильную форму и от широкого основания, прижатого к танталу, они сужаются при проникновении в медь (черный цвет). Кроме того, на рис. 1 видны зоны локального расплавления (серый цвет). Мы полагаем, что острова являются фрактальными объектами. Проведены расчеты их размерности посредством методов, используемых в теории фракталов [2]. Рассматривается совокупность островов, изображенных на рис. 1. Для каждого острова вычисляется площадь A и периметр L. На рис. 2 приведена зависимость $\log A$ от $\log L$, которая может быть аппроксимирована прямой линией, используемой для определения фрактальной размерности. Каждый остров является одной точкой. Подобная зависимость наблюдается также и для совокупности островов при других продольных сечениях, а также при других увеличениях. Полученные результаты являются, в известной мере, обоснованием фрактального подхода, который для описания рельефа поверхности сварного соединения впервые предложен авторами доклада. Кроме того, для поперечного сечения вычислена фрактальная размерность береговой линии, огибающей выступы на плоской границе. Сделана попытка выявить связь между подводимой при сварке энергией и фрактальными характеристиками поверхности раздела.

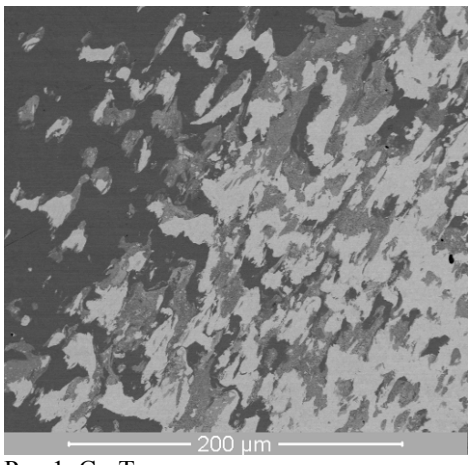


Рис.1. Cu-Ta, плоская граница: острова тантала

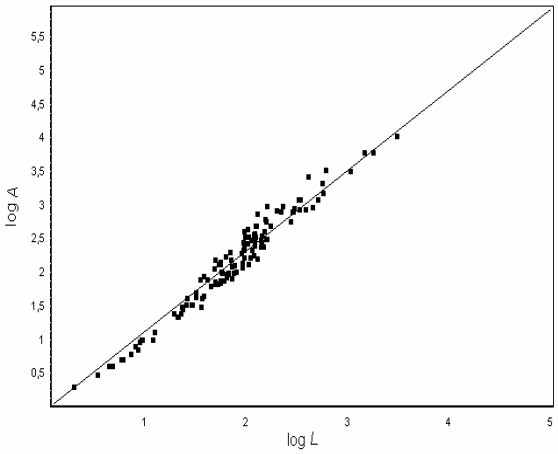


Рис. 2. Зависимость площадь-периметр для островов

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12-У-2-1011, 13-2-014-УТ.

[1] Greenberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V. et al. Materials Characterization. 2013. N75. P.51-62.
[2] Федер Е. Фракталы. Москва “Мир” 1991. 258 с.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ С ПАРАМЕТРАМИ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЁРДОСТЬЮ

Гринберг Е.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В.

Тульский Государственный Университет, Тула, Россия
nbf62@yandex.ru

Сильные различия в размерах, форме и расположении зёрен не позволяют установить количественную взаимосвязь между микротвёрдостью и традиционными параметрами зёренных структур (средний диаметр зерна).

Для получения количественных зависимостей применяли метод фрактальной параметризации и анализировали влияние микротвердости на характеристики мультифрактальности.

Для оценки микротвёрдости стали 09Х16Н4БЛ после предварительной термической обработки проводили многократные измерения микротвёрдости (не менее 30 измерений на одном образце) и рассчитывали дисперсию (S^2).

Проведенный мультифрактальный анализ стали показал, что прямой взаимосвязи между H_μ и значениями f_{200} и Δ_{200} не наблюдается, что связано с различным влиянием структурных процессов при высокотемпературной обработке на уровень H_μ.

Однако результаты мультифрактальной параметризации обнаружили линейную взаимосвязь значений микротвёрдости и характеристик фрактальности D_0 и D_{200}.

Параметр D_q несёт некоторую количественную информацию о термодинамических условиях формирования структур. Причём с увеличением индекса q от 0 до 200 коэффициенты корреляции возрастают.

Необходимо отметить также существующую линейную отрицательную корреляцию между параметрами однородности f_{200} и упорядоченности Δ_{200} изучаемых структур $f_{200}=0{,}76-2{,}88\Delta_{200}$, с коэффициентом корреляции $R^2=0{,}84$, что свидетельствует, не только об особенностях структур, но и об универсальности (самоподобия) процесса структурогенеза.

Количественный анализ зёренной структуры, проведённый средствами фрактальной параметризации, показал, что мультифрактальные параметры f_{200}, Δ_{200}, D_0 отслеживают неравномерное распределение элементов структуры. Параметры скрытой периодичности (Δ_{200}) и однородности (f_{200}) коррелирует с величиной диаметра зерна. Повышение изрезанности границ зёрен вызывает рост значений параметра упорядоченности (Δ_{200}), а увеличение протяжённости границ и, как следствие, более однородное распределение элементов, приходящихся на границы, обуславливает уменьшение значений параметра однородности f_{200}, что подтверждается исследованиями «классиков» мультифрактального анализа.

Использование мультифрактальных представлений позволило дополнить традиционные методы описания структур стали и выявить ряд не обнаруживаемых ими закономерностей формирования структур при проведении цикла продолжительных термических термообработок. С помощью фрактального анализ была выявлена взаимосвязь мультифрактальных параметров с величиной диаметра зерна, а также получены данные о влиянии термической обработки на характеристики упорядоченности и однородности элементов структуры.

РАСЧЕТ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АТОМНО-СИЛОВОГО МИКРОСКОПА В УСЛОВИЯХ ВНУТРЕННЕГО РЕЗОНАНСА

Карпинский Д.Н.

Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Россия
karp@math.rsu.ru

Малоамплитудные динамические режимы (контактный и неконтактный) атомно-силового микроскопа (АСМ) являются линейными, что позволяет восстановить распределения дальнодействующих сил притяжения Ван-дер-Ваальса и короткодействующих сил отталкивания в задачах силовой спектроскопии.

Однако имеются препятствия для более широкого использования малоамплитудных динамических режимов в АСМ. Первое препятствие связано с влиянием теплового шума на результаты измерений АСМ с «мягкой» микроконсолью. Среднеквадратичные отклонения вершины зонда микроконсоли прямоугольной формы под действием теплового шума вычислены в [1]. Второе препятствие обусловлено ограничением на величину собственной частоты микроконсоли, соответствующую второй изгибной моде (f_2 <500 кГц) из-за инерционности фотодетектора АСМ [2]. В [2], в частности, показано, что при выборе ступенчатой формы микроконсоли АСМ минимуму отношения f_2/f_1 соответствует равенство длин обоих ступеней. Третье препятствие для использования малоамплитудных режимов связано с необходимостью переноса энергии от первой ко второй изгибной моде, что позволяет получать дополнительную информацию при силовой спектроскопии. Такое перераспределение возможно, если выполняются условия внутреннего резонанса. Это обстоятельство использовано в [3] для расчета динамических характеристик ступенчатой микроконсоли АСМ в условиях внутреннего резонанса ($f_2=2f_1$, $f_2=3f_1$) под действием одночастотного гармонического возмущения.

В настоящей работе представлены результаты расчета влияния короткодействующих сил в контактном и сил ван дер Ваальса в бесконтактном малоамплитудных режимах на оценку среднеквадратических отклонений зонда АСМ за счет тепловых шумов на основе представлений [4]. Расчет учитывает ступенчатую форму микроконсоли АСМ, прикрепленную к основанию упругим шарниром жесткости k. Параметры формы микроконсоли АСМ выбраны таким образом, чтобы соответствовать условию внутреннего резонанса. Расчет подтвердил, что среднеквадратичная амплитуда колебаний второй изгибной моды зонда АСМ заметно увеличивается и существенно меняется при учете взаимодействия зонд-образец. Результаты расчетов показали возможность создания эффективной микроконсоли АСМ, которая позволит выполнять калибровку и дать количественную оценку процессу деформирования и разрыва химических связей между зондом и образцом.

[1] Карпинский Д.Н., Шишкин А.Н. Оценка влияния теплового шума в малоамплитудных режимах атомно-силового микроскопа. //Заводская лаборатория. 2012. №5. с.76-79.
[2] Sadewasser S., Villanueva G., Plaza J.A. Special cantilever geometry for the access of higher oscillation modes in atomic force microscopy. //Appl. Phys. Lett. 2006. V.89. 033106.
[3] Hacker S., Gottlieb O. Internal resonance based sensing in non-contact atomic force microscopy. //Appl. Phys. Lett. 2012. V.101. 053106.
[4] Butt H.-J., Jaschke M. Calculation of thermal noise in atomic force microscopy. //Nanotechnology. 1995. V. 6. pp.1-11.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛОШНЫХ ПРЕГРАД И С МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНОЙ В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Кривошеина М.Н., Козлова М.А., Хон Ю.А., Туч Е.В.

ИФПМ СО РАН, Томск, РФ
marina_nkr@mail.ru

Численное моделирование разрушения стальной преграды при простом и искусственном отколах проведено в трехмерной постановке, решалась система уравнений в рамках механики сплошной среды.Решение задач получено методом конечных элементов, модифицированным для моделирования динамического нагружения. Модель деформирования пористого материала при его динамическом нагружении включает в себя стадию упругого деформирования и стадию пластичности с упрочнением, сопровождаемую необратимым уплотнением материала и уменьшением объема пор или стадию увеличения объема пор и разрушением.В качестве меры поврежденности используется параметр пористости, введенный Херрманом. Закон роста сферических пор основывается на предположении существования в материале сферических очагов разрушения и анализе динамики их роста. Термодинамическое уравнение пористого материала зависит от величины пористости материала. Моментом завершения локального макроскопического разрушения материала является достижения пористостью критического материала [1]. Получены совпадения с результатами натурных экспериментов по величине откольной прочности, длине трещины, толщине откольной пластины, динамике скорости свободной поверхности преграды, включая форму упругого предвестника.

В работе проведены исследования процессов деформирования и откольного разрушения сплошных преград и преград, имеющих в результате предыдущих нагружений трещины в несколько десятков микрометров толщиной. Величина зазоров между пластинами преграды вносит существенные изменения в напряженно-деформированное состояние преграды. Проведено исследование влияния толщин таких трещин на процесс взаимодействия ударника и преграды. Проведена систематизация толщин трещин в стальных преградах по особенностям взаимодействия ударников и таких преград. Результаты численного моделирования сравнивались с экспериментальными даннымииз работы [2], в которой проведенырезультаты натурных экспериментов ударного нагружения стальныхсплошных преград и преград с начальными зазорами с варьированием начальной скорости ударного нагружения от 86м/с до 320м/с. Материал ударника и преграды – сталь ЭИ712.

Полученные результаты численного моделирования имеют хорошее согласие с экспериментальными данными.

[1] Белов Н.Н., Югов Н.Т., Копаница Д.Г., Югов А.А. Динамика высокоскоростного удара и сопутствующие физические явления.- Northamption; Томск:СТТ, 2005.- 356с.

[2] Иванов А.Г., Клещевников О.А., Цыпкин В.И., Минеев В.Н. Откол в стали // ФГВ.- 1981.- с. 82-89.

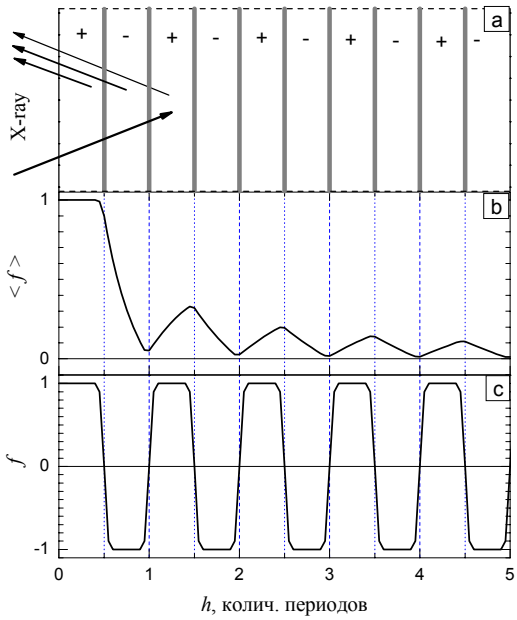
ПОЛУЧЕНИЕ КООРДИНАТНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ФИЗИЧЕСКИХ ВЕЛИЧИН ПО ГЛУБИНЕ ОТ ПОВЕРХНОСТИ В НЕРАЗРУШАЮЩЕМ РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОМ ЭКСПЕРИМЕНТЕ

Миронов Ю.П.

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

При исследовании кристаллических материалов методом РСА фактически получают усреднённую информацию о структурно-фазовом состоянии эффективно отражающего приповерхностного слоя образца. Если исследуется материал с поверхностной неоднородностью толщиной более 1÷10 мкм, то усреднённая информация не позволяет судить ни о состоянии большей части объёма образца, не охваченного рентгеновской дифракцией, ни о наборе локальных состояний в рентгеноотражающем неоднородном поверхностном слое. В то же время, используя метод асимметричных съемок, возможно изменять толщину эффективно отражающего слоя на 2 порядка при использовании фиксированной длины волны рентгеновского излучения и ещё на 1÷2 порядка при использовании двух излучений: минимальной и максимальной проникающей способности.

В работе предложена неразрушающая методика, которая из получаемого в рентгенодифракционном эксперименте набора усреднённых по различной толщине эффективно отражающего слоя значений для некой физической величины позволяет восстановить координатную зависимость этой величины вглубь материала.



Работу методики проиллюстрируем на примере РСА-исследования многослойного материала, состоящего из чередующихся пластин равной эффективной толщины для рентгеновского излучения (рис.). Пусть нечётные пластины имеют некоторую рентгенофизическую характеристику f равную $f_1 = +1$, чётные, соответственно $f_2 = -1$. Изменяя толщину рентгенодифракционного слоя, получаем «экспериментальную» зависимость усреднённой величины $\langle f(h) \rangle$ по этой толщине. Предположим, что функция усреднения характеристики f по толщине является Г-образной, т.е. все малые объёмы, находящиеся внутри рентгенодифракционного слоя, дают одинаковый вклад в величину $\langle f(h) \rangle$, а вклад объёмов находящихся вне этого слоя равен нулю. Тогда $\langle f(h) \rangle$ будет всегда положительной, и иметь вид затухающей пульсирующей кривой (b). Применив предложенную в работе методику, получаем восстановленную из $\langle f(h) \rangle$ зависимость локальных значений величины $f(h)$ от условной глубины (c), которая однозначно коррелирует с расположением пластин в материале (a).

Методика может быть полезна при изучении одномерной фазовой и структурной неоднородностей в приповерхностном слое материала, создаваемых закалкой, различными видами поверхностного облучения, поверхностным легированием, наплавкой, нанесением плёнок и т.д. Рассмотрен пример практического применения.

Работа выполнена по проекту СО РАН III.23.2.1.

ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ВОЛН ПЛАСТИЧНОСТИ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Черемушкина Е.В., Громов В.Е.

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

К настоящему времени накоплен значительный экспериментальный и теоретический материал по исследованию волновой природы пластичности. В частности методами лазерной двухэкспозиционной спекл-интерферометрии установлено, что пластическая деформация на всех стадиях протекает неоднородно, ее стадийность кривой пластического течения обусловлена различным характером распространения фронтов пластичности вдоль оси растяжения или сжатия [1]. Интересным с нашей точки зрения является результат измерения полей смещений, которые показывают, что в материале есть области, не вовлеченные в пластическое течение. Это распределение имеет вид «ударного перехода», что позволяет рассмотреть волну пластичности как данный переход в гетерогенной среде. В предлагаемой модели деформируемый материал разбивается на две компоненты. В качестве быстрой компоненты можно представить макро и микросдвиги, а медленной – слабодеформируемые блоки. Для каждой компоненты записываются законы сохранения импульса и уравнение неразрывности. Используя, полученное в [2] фильтрационное соотношение между фазами, приходим к уравнению, содержащее скорость движения второй фазы:

$$\frac{du}{d\eta} = \frac{(u_0 - u)(u_1 - u)(u_2 - u)}{(u - u_3)(u_4 - u)},$$

где u_1 и u_2 – скорости движения второй фазы на границе очага локализации, u_0 – предельная скорость движения очага локализации, u_3 и u_4 постоянные, зависящие от скоростей движения второй фазы на границе очага локализации. Аналитическое решение данного уравнения имеет вид: $-a\ln(u-u_1)+b\ln(u-u_2)+c\ln(u-u_0)=\eta+C$,

где $a=\frac{(u_4-u_1)(u_3-u_1)}{(u_0-u_1)(u_1-u_2)}$, $b=\frac{(u_4-u_2)(u_3-u_2)}{(u_0-u_2)(u_1-u_2)}$, $c=\frac{(u_4-u_0)(u_3-u_0)}{(u_0-u_1)(u_1-u_2)}$,

$u_3=\frac{(1-\varepsilon_2)\varepsilon_1 u_1-(1-\varepsilon_1)\varepsilon_2 u_2}{\varepsilon_1-\varepsilon_2}$, $u_4=-\frac{\varepsilon_1\varepsilon_2(u_1-u_2)+u_2\varepsilon_1-u_1\varepsilon_2}{\varepsilon_1-\varepsilon_2}$, ε_1 и ε_2 – объемные доли быстрой (сжимаемой) компоненты на границе очага локализации. В первом случае значения скорости несжимаемой фазы и объемной доли сжимаемой фазы относятся как $u_1<u_2$ и $\varepsilon_1<\varepsilon_2$, во втором $u_1>u_2$ и $\varepsilon_1>\varepsilon_2$. Решение, как в первом, так и во втором случае имеет вид «ударного перехода», который подобен распределению смещений, полученному в [1]. Однако в первом случае $u_0>0$, а втором $u_0<0$. Это подобие позволит анализировать поля смещений деформируемого материала и определять объемную долю сжимаемой фазы.

[1] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

[2] Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е. Двухфазная модель течения материалов при пластической деформации // Вестник СибГИУ. – 2013. – № 1. – С. 8 – 11.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ БЕЗДИСКЛИНАЦИОННЫХ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ

Полетаев Г.М.[1], Дмитриенко Д.В.[1], Дябденков В.В.[2], Санников А.В.[1], Старостенков М.Д.[1]

[1]Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия,
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
gmpoletaev@mail.ru

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три различно ориентированных зерна или три зернограничных поверхности. При теоретическом изучении атомной структуры тройных стыков в 80-х гг. прошлого века было выяснено, что даже в отсутствие избыточных дефектов должны существовать стыки, которые содержат геометрически необходимые дефекты ротационного типа – дисклинации. К таким моделям относятся модели Боллмана и Кинга. Настоящая работа посвящена анализу влияния длины стыкующихся границ зерен на энергию тройных стыков. Кроме того, в работе рассматривается вопрос влияния на энергию тройного стыка углов разориентации зерен в случае стыка границ смешанного типа. Исследование было проведено на примере никеля.

Тройной стык границ зерен в молекулярно-динамической модели создавался в центре расчетного блока, содержащего около 40000 атомов. Межатомные взаимодействия описывались с помощью многочастичного потенциала Клери-Розато, построенного в рамках модели сильной связи. В работе рассматривались тройные стыки, образованные мало- и большеугловыми границами наклона <111> и <100>, и тройные стыки, образованные границами смешанного типа. Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние (в данных условиях) проводилась динамическая релаксация структуры при температуре 1500 К с последующим охлаждением до 0 К.

Молекулярно-динамическое моделирование показало, что компенсация напряжений, возникающих в тройном стыке вследствие некратности длин границ зерен периоду повторяемости структуры (расстоянию между зернограничными дислокациями), может происходить не только путем образования в стыке дополнительной дисклинации (модель Кинга), но и за счет изгиба одной или нескольких границ зерен, сопровождающееся смещением зернограничных дислокаций. В настоящей работе в большинстве случаев наблюдался последний вариант.

В работе было также показано, что тройной стык U-типа по Боллману (содержащий геометрически необходимую дисклинацию) не образуется при сопряжении границ наклона с общей осью разориентации вдоль стыка и при сопряжении границ смешанного типа. Для образования U-линий по Боллману, по всей видимости, необходимо сопряжение малоугловых границ (за исключением границ наклона с общей осью разориентации).

ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРОВ МЕТОДАМИ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Графутин В.И., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Прокопьев Е.П., Фунтиков Ю.В., Илюхин В.А.

НИЦ «Курчатовский институт», ФГБУ«ГНЦ РФ ИТЭФ» им. А.И.Алиханова

Методами позитронной аннигиляционной спектроскопии [1-26] проведены исследования облученных нейтронами образцов корпусных сталей, используемых в действующих реакторах ВВЭР–440. Предложен способ учета вклада радиоактивного кобальта, содержащегося в исследованных образцах, в суммарный спектр временного распределения аннигиляционных фотонов(ВРАФ), при использовании двух детекторного спектрометра. В исследованных образцах сталей выявлены вакансионные дефекты, в том числе вызванные нейтронным облучением, определены их размеры и концентрация в зависимости от флюенса нейтронов и восстановительного отжига. Показано, что концентрация радиационных дефектов возрастает с ростом флюенса и убывает с отжигом. Наблюдается трансформация мелких дефектов (5-6 моновакансий) в более крупные, состоящие из 10-12 моновакансий (полость радиусом3-4 ангстрем). Ранее проводились исследования этих же образцов сталей методом углового распределения аннигиляционных фотонов(УРАФ). В этих работах были определены концентрации электронов в зоне проводимости, энергии Ферми, концентрации дефектов и химический состав материала окружающего дефект. Выявлена корреляция между изменениями температуры хрупко-вязкого перехода этих сталей и изменениями концентрации делокализованных электронов в зависимости от флюенса нейтронов. Совместное использование различных методов позитронной аннигиляционной спектроскопии (ВРАФ и УРАФ) для исследования конденсированных сред позволяет учесть все каналы аннигиляции позитронов и тем самым получить развернутую информацию об электронной и дефектной структуре исследуемых сред. Показано, что метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) является одним из эффективных методов определения размеров нанообъектов (вакансий, вакансионных кластеров), свободных объемов пор, полостей, пустот, их концентраций и химического состава в месте аннигиляции позитронов в дефектных материалах. Установлено, что позитронная спектроскопия может с успехом применяться для исследования внутренних связей в металлах и, в частности, для исследования границ раздела кристаллитов. Применение позитронных методик в атомной отрасли позволяет исследовать радиационно-индуцированные дефекты размером до одного кубического нанометра. Порог чувствительности ПАС в отношении подобных дефектов составляет примерно10^{14} $см^{-3}$.

[1] A. Chernobaeva, J. Shtrombah, A. Krjukov, D. Erak, P. Platonov, J. Nikolaev, E. Krasikov, L. Debarberis, Yu. Kohopaa, M. Valo, Vodenicharov, Int. J. Pres. Vess. Pip. 84 (2007) 151–158.

[2] S. Rogozkin, A. Chernobaeva, A. Aleev, A. Nikitin, A. Zaluzhnyi, D. Erak, Ya. Shtrombakh, O. Zabusov, L. Debarberis, A. Zeman, in: Proceedings of Pressure Vessels and Piping Conference, Prague, July 2009, pp. 26–30.

[3] V. Grafutin, O. Ilyukhina, V. Krsjak, R. Burcl, P. Hahner, D. Erak, A. Zeman, J. Nucl.Mater406 (2010) 257–262.

[4] V. I Grafutin, E.P. Prokopev, Phys. – Uspekhi 45 (1) (2002) 59–74. 63.

[5] M.J.Puska and R.M.Nieminen, J.Phys.F:Met.Phys.13.(1983) 333-346.
[6] M.J.Puska and R.M.Nieminen, Rev. Mod. Phys. 66, (1994) 841.
[7] Anatoly P. Druzhkov and Denis A. Perminov, «Characterization of nanostructural features in reactor materials using positron annihilation spectroscopy», In: Nuclear Materials Research Developments ISBN 1-60021-432-0.
[9] R. Burcl, V.I. Grafutin, O.V. Ilyukhina, G.G. Myasishcheva, E.P. Prokop'ev, S.P. Timoshenkov, Yu.V. Funtikov, Physics of the Solid State, 2010, Vol. 52, No. 4, pp. 700–705.
[10] V. Slugen, et al., Journal of Nuclear Materials, Volume 274, Issue 3, September 1999, p.273–28610. L. Debarberis et al., International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 81, Issue 8, August 2004, Pages 695-701.
[11] V. Slugen, A. Zeman, J. Lipka and L. Debarberis, NDT & E International, Volume 37, Issue 8, 651-661 (2004).
[12] V. Slugen, G. Kogel, P. Sperr, W. Triftshauser, Journal of Nuclear Materials 302 (2002), p.89–95.
[13] Y. Nishiyama et al., Acta Materialia, Volume 56, Issue 16, September 2008, p.4510–4521.
[14] V. Krsjak, V. Slugen, M. Miklos, M. Petriska, P. Ballo, Appl. Surf. Sci. 255 (2008) 153–156.
[15] S.J.Tao, J.Phys. Chem.,1972, v.56. №11, p.5499.
[16] Y.C.Jean, J. .Microchem. 1990, v.42, , p.72.
[17] Amarendra G., Rajaraman R., Venugopal Rao G. et al. Phys. Rev. B. 2001. V.63. №22. P.224112-1-224112-6.
[18] V. Krsjak, W. Egger, M. Petriska, S. Sojak, Problem Atom. Sci. Technol. 4 (2009)109–115.
[19] Schaefer H.-E., Phys. Stat. Sol.(a). 1987. V.102. №1. P.47-65.
[20] J.Cizek, F.Becvar, I.Prochazka «Three-detector for positron-lifetime spectroscopy of solids containing 60 Co radionuclide». Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. A 450 (2000) 325-337.
[21] J. Kocik, E. Keilova, J. Cizek, I. Prochazka, J. Nucl. Mater. 303 (2002) 52–64.
[22] N Djourelov and M Misheva, J. Phys.: Condens. Matter 8 (1996) 2081–2087.
[23] Hamdy F. M. Mohamed, Yasuo Ito, Masayuki Imai. J. Chem. Phys., Vol. 105, No. 11, 15 September 1996.
[24] M. Eldrup, B.N. Singh, Journal of Nuclear Materials 276 (2000) 269-277.
[25] V. Krsjak, W. Egger, M. Petriska, S. Sojak, Problem Atom. Sci. Technol. 4 (2009).
[26] J. Kuriplach et al., Applied Surface Science 252 (2006) 3303–3308.

ДИНАМИКА ФРАГМЕНТАЦИИ ЗЕРЕН ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Гуткин М.Ю.[1-3], Ржавцев Е.А.[2]

[1]Институт проблем машиноведения РАН, С-Петербург, Россия
[2]Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, С-Петербург, Россия
[3]Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, С-Петербург, Россия
m.y.gutkin@gmail.com; egor.rzhavtsev@gmail.ru

В последние годы большой интерес вызывает возможность получения нанокристаллического состояния металлов и сплавов в процессе их динамической рекристаллизации при ударном нагружении. Существующие модели динамической рекристаллизации включают в себя этап фрагментации зерен, физические механизмы которой до конца пока не ясны. Настоящая работе нацелена на теоретическое изучение этих механизмов методом двумерной дислокационной динамики. В рамках предложенной модели формирование и эволюция новых субзеренных границ происходит под действием внешнего напряжения и упругого поля напряжений клиновых зернограничных дисклинаций, моделирующих скачки разориентировки на границах зерен, сформировавшихся в сильно неравновесных условиях ударного нагружения. Системы дифференциальных уравнений, описывающих движение большого массива краевых дислокаций, решаются численно с использованием данных для алюминиевого сплава Д16. Рассмотрены три исходные конфигурации зернограничных дисклинаций (рис.1): дипольная, квадрупольная и случайная мультипольная. В случае диполя за время $t = 10$ нс в правой части области моделирования сформировалось 5 субзерен размером 30–100 нм. В случае квадруполя появилось одно квадратное субзерно размером 100 нм и примерно 8 вытянутых субзерен с более низкой плотностью дислокаций по границам. В случае мультиполя сформировалось 4 мощных дислокационных стенки, одновременно являющимися границами 3 почти квадратных субзерен размером около 100 нм. Предполагается, что за время прохождения ударной волны во всех трех случаях произойдет насыщение дислокационных стенок краевыми дислокациями, и трансформация малоугловых границ зерен в большеугловые.

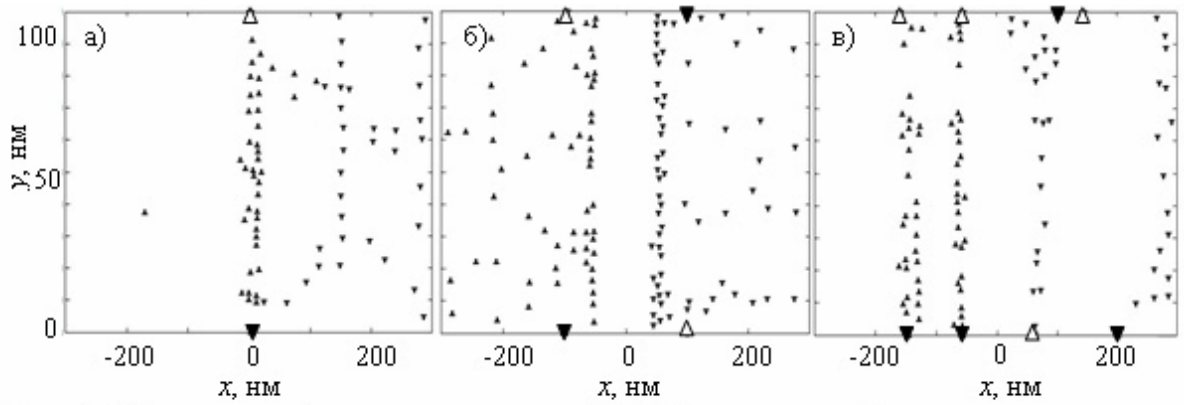


Рис. 1. Образование фрагментов при τ = 0,5 ГПа за время 10 нс в поле упругих напряжений а) диполя, б) квадруполя, в) мультиполя клиновых дисклинаций

КРИВАЯ ФОНА ТКЛР ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ

Цветкова К.Ю.[1], Михайлов С.Б.[1], Михайлова Н.А.[2]

[1]*Уральский Федеральный Университет,*
[2]*Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, Екатеринбург, Россия*
msb.immt@gmail.com, cvetkovaky@mail.ru

Для получения более подробной информации о температурных интервалах протекания фазовых и структурных превращений в материалах предложено использовать кривые истинных значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР), получаемые при пересчете дилатограмм прямых измерений. В этом случае протекание превращений представляется в виде максимумов на общем **фоне** монотонного изменения кривой ТКЛР.

Для проведения фона кривой ТКЛР попытались разработать алгоритм на основе анализа информационных данных справочника [1]. Получили, что для сталей в отожженном состоянии уровень значений ТКЛР существенно зависит от типа кристаллической решетки матрицы, слабо отражая системы их легирования. Подобная особенность навела на мысль, что кривые выделяемого фона ТКЛР отражают фундаментальные особенности взаимодействия атомов, которые присутствуют в составе стали в максимальном количестве. В данном случае это атомы железа. Вклад взаимодействий остальных атомов пропорционален их содержанию и в основном укладывается в разброс не более 10%.

При выборе единого типа фоновой кривой на основе результатов работы [2] показано, что в случае обработки кривых ТКЛР в рамках пакета Excel, можно чисто **формально**, использовать тренд логарифмической зависимости подобно ходу кривых законов Дюлонга-Пти и Дебая (с учетом коэффициента Грюнайзена). При этом предусматривается наличие низкотемпературной квантовомеханической поправки и высокотемпературной поправки вакансионной компоненты ТКЛР.

Показано, что при наложении предлагаемой типовой линии фона на экспериментальную кривую ТКЛР любое фазовое превращение отображается в виде ярко выраженного максимума. Этот максимум можно интерпретировать «статической» и «динамической» компонентами кривой ТКЛР. Можно предположить, что статическая компонента имеет линейный вид и определяется процентным соотношением фаз в структуре материала. Динамическая компонента, в этом случае, имея колоколообразный вид, отражает кинетические особенности протекания превращения, и в первую очередь изменение тепловой энергии, выделяемой, либо поглощаемой микрообъёмами материала в момент превращения.

Таким образом, предлагаемый алгоритм проведения типовой кривой фона ТКЛР должен позволить однозначно выделять эффекты ТКЛР, отражающие фазовые превращения в сплавах.

[1] Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник под ред. Неймарк Б.Е. М-Л «Энергия», 1967. – 238 с.табл.
[2] Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. Изд-во «Наука», 1974.-294с.

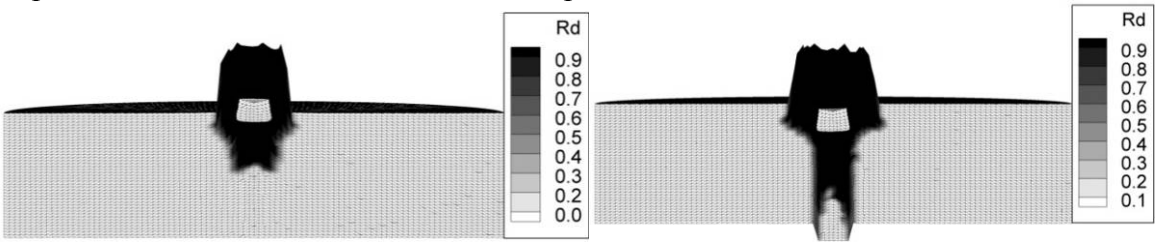
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КРАТЕРООБРАЗОВАНИЯ И "ВЫБИВАНИЯ ПРОБКИ" В АНИЗОТРОПНЫХ ПРЕГРАДАХ

Туч Е.В., Кривошеина М.Н., Козлова М.А., Кобенко С.В., Конышева И.Ю., Хон Ю.А.

ИФПМ СО РАН, Томск, РФ
elenatuch@yandex.ru

Разрушение преград при ударном нагружении происходит одновременно по нескольким механизмам, которые реализуются в различной степени. При численном моделировании и в натурных экспериментах реализуют, как правило, такие кинематические и геометрические параметры нагружения, чтобы исследовать один из видов разрушения материала. Особенно велики отличия при разрушении пластичных металлов и высокопрочных. При некоторых параметрах нагружения преград легкими ударниками применение критериев разрушения от сдвига и критериев разрушения, позволяющих описывать процесс кратерообразования приводят к схожим результатам. Поэтому каждый критерий разрушения необходимо применять только в определенном диапазоне кинематических и геометрических параметров нагружения преград.

В работе приведены результаты численного моделирования динамического нагружения преград из транстропного материала на примере алюминиевого сплава Д16Т. Моделировалось нагружение преград компактными стальными ударниками массой 2г (d=h=7мм).Для численного моделирования деформирования материалов ударника и преграды применялась упругопластическая модель.Разрушение материалов преград моделировалось при выполнении критерия разрушения Мизеса-Хилла и критерия по накопленной пластической деформации. Критерий по накопленной пластической деформации, традиционно применяющийся для изотропных сред, позволяет учитывать анизотропию пластических свойств среды, но не позволяет учитывать анизотропию прочности (рис. 1а). Критерий Мизеса-Хилла позволяет учитывать анизотропию характеристик прочности, но разрушение при этом определяется только значениями девиаторов напряжений(рис. 1б).



а) б)

Рис. 1 Распределение массовых долей разрушенного материала в сечении преграды в 40мкс, V_0=600м/с, а) критерий разрушения – по накопленной пластической деформации, б) критерий разрушения – Мизеса-Хилла

На рис. 1 показано, что при одинаковых условиях нагружения использование различных критериев разрушения позволяет моделировать различные виды разрушения материалов преград от напряжений сдвига – образование кратера и выбивание пробки, поэтому для моделирования кратерообразования анизотропных материалов необходимы новые критерии разрушения с учетом анизотропии свойств.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ СКВОЗЬ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ КРИСТАЛЛ КОНЕЧНЫХ РАЗМЕРОВ

Макарец Н.В., Прядко Д.И.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченка, Киев, Украина
mmv@univ.kiev.ua, theory120@yandex.ru

Известно, что в преддверии землетрясения над его эпицентром можно уловить электромагнитное излучение, исходящее из недр земли (см., напр., [1]). Его появление можно объяснить наличием в составе земной коры минерала с пьезоэлектрическими свойствами – кварца, чья массовая доля в земной коре составляет свыше 60%.

В работах [2, 3] были проведены теоретические исследования электромагнитного излучения, возникающего при прохождении трещины через кристалл кварца. Расчеты велись в рамках теории сплошной среды с использованием теории трещин Грффитса. Однако, вопрос о применимости этой модели к кристаллу с трещиной не исследовался.

Главной задачей данной роботы являлось исследование процесса разрушения кристалла кварца на атомном масштабе с целью выявить пределы применимости моделей и методов, использованных в [2, 3]. Расчеты были проведены методом классической молекулярной динамики с межатомными потенциалами BKS [4] и TS [5]. На Рис. 1 изображен разрыв в кристалле кварца из 4128 атомов, образованный при растяжении вдоль направления (1,-1/2,0). На Рис. 2 представлена зависимость от времени дипольного момента того же кристалла при его разрушении. Видно, что при разрыве дипольный момент имеет колебательную составляющую, причем период этих колебаний с удовлетворительной точностью совпадает со временем, которое требуется акустической волне для прохождения через деформируемый кристалл.

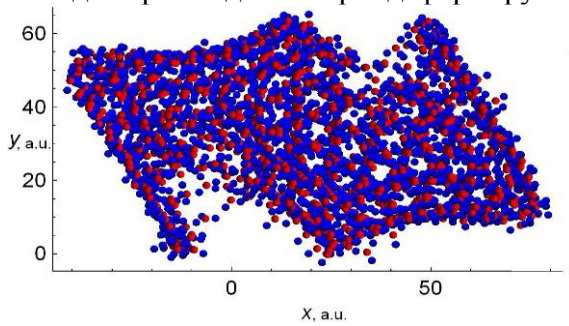


Рис. 1. Разрыв в кристалле кварца, образованный при его растяжении.

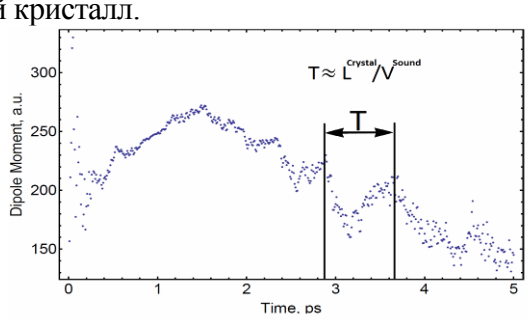


Рис. 2. Зависимость дипольного момента кристалла от времени при разрыве.

В целом, результаты, полученные при численном моделировании разрушения кристаллов, соизмеримых с элементарной ячейкой, согласуются с предсказаниями модели сплошной среды.

[1] Соболев Г. А., Пономарев А. В. Физика землетрясений и предвестники. – М. : Наука, 2003.
[2] Gernets A. A. et al. Electromagnetic emission caused by the fracturing of piezoelectric crystals with an arbitrarily oriented moving crack //Physics and Chemistry of the Earth, Parts A/B/C. – 2004. – Т. 29. – №. 4. – С. 463-472.
[3] Koshevaya S. et al. Electromagnetic emission from magnetite plate cracking under seismic processes //Advances in Geosciences. – 2008. – Т. 14. – №. 14. – С. 25-28.
[4] Van Beest B. W. H., Kramer G. J., Van Santen R. A. Force fields for silicas and aluminophosphates based on ab initio calculations //Physical Review Letters. – 1990. – Т. 64. – №. 16. – С. 1955.
[5] Tangney P., Scandolo S. An ab initio parametrized interatomic force field for silica //The Journal of chemical physics. – 2002. – Т. 117. – С. 8898.

ЭКСТРЕМАЛЬНАЯ ЗАДАЧА В ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПЕРЕХОДНЫХ ПРОЦЕССАХ ТЕРМОУПРУГОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИИ

Миронова Л.И.

ПИ(ф) МГОУ имени В.С. Черномырдина, РФ, Подольск

В процессе проектирования конструкций, работающих в условиях тепловых нагрузок, разработчику важно знать ресурс работоспособности разрабатываемого изделия, обеспечивающего прочностную надежность и эксплуатационную стойкость. Такая оценка определяется совокупностью критериев предельного состояния, к которым относятся, как правило, принятые величины наибольших нормальных напряжений, наибольших главных деформаций, наибольших касательных напряжений, энергии формообразования или комбинация этих параметров.

Предлагается следующий подход в рассмотрении данной проблемы. Для реальных инженерных задач, связанных с определением предельных состояний конструкций в условиях действия температурных градиентов, необходимо установить условие перехода от упругой стадии деформирования к пластической стадии, критерием которого может быть критерий минимума функционала упругой энергии тела [1]. Задача нахождения температурного силового фактора условного перехода сводится к нахождению экстремума, т.е. относится к классу экстремальных задач. Ее математическая формулировка определяется стандартной записью

$$f_0(x) \to \inf(\sup);\ x \in C.$$

Необходимым условием локального минимума будет правило Лагранжа

$$\Im_x = \sum_{i=0}^{m} \lambda_i f_i'(x^*) = 0 .$$

Функционал упругой энергии тела является квадратичным, к нему применимы условия Лежандра и Якоби, при которых функционал является неотрицательным. В решении экстремальной задачи элемент x^* доставляет экстремум тогда, когда множители Лагранжа $\lambda_0, \ldots, \lambda_n$ не все равные нулю, и таковы, чтобы выполнялись следующие соотношения $\sum_{i=o}^{n} \lambda_i \left(\Lambda_i x^* + a_i\right) = 0$, где Λ - линейный непрерывный оператор $\Lambda: X \to X$, λ - собственное значение оператора, если существует вектор $x \neq 0$, такой, что $\Lambda x = \lambda x$.

При решении задачи осесимметричного локального нагрева цилиндрической оболочки в условиях действия градиентного температурного поля по ее толщине в качестве таких множителей могут быть приняты функции перемещения, деформации и т.д. Используя алгоритм решения экстремальной задачи из работы [1], приведем полученное решение экстремальной температуры в следующем виде

$$T_{экстр} \approx 3{,}14\sqrt{\frac{h}{R}} \cdot T_0 \left[1{,}3y_0 + e^{-1{,}3y_0}\left(\left(1+1{,}3y_0\right)\cos 1{,}3y_0 - \sin 1{,}3y_0\right)\right].$$

Здесь y - линейная координата по дуге окружности поперечного сечения оболочки при $\nu = 0{,}3$. Введем обозначение $t = f(A_1)$, где t - единичная функция температуры, A_1 - координатный параметр. Тогда изменение единичной функции температуры определяется равенством

$$A_1 = \left[1{,}3y_0 + e^{-1{,}3y_0}\left(\left(1+1{,}3y_0\right)\cos 1{,}3y_0 - \sin 1{,}3y_0\right)\right].$$

[1] Миронова Л.И. Параметры оптимального управления термонапряженным состоянием конструкций оболочечного типа при термическом нагружении. – Проблемы машиностроения и автоматизации. №1, 2013, с.101-105.

АВТОРСКИЙ ИНДЕКС

Aish M.M. 271
Kaczmarek L. 254
Lissowski A.M. 264
Radziszewska H. 254

А
Аббасова С.И. 168
Абдрахманов С.А. 185
Авдонин А.М. 85
Азизов Т.Н. 25
Айрапетян Г.С. 46
Аксенова В.В. 138, 163
Алексеева Л.Е. 38
Алиев М.М. 240
Алферова Е.А. 215
Аль Катави А.А. 37
Амосова О.В. 31
Ананьин А.Н. 150
Андреева А.В. 236
Антенорова Н.П. 76
Антонов Б.Ю. 238
Антонова О.В. 108, 231
Ануфриева Е.И. 39
Анциферов В.Н. 82
Арбузов В.Л. 204
Артемов А.О. 238, 244
Архипов И.В. 172
Асланян Н.С. 46
Астафурова Е.Г. 106, 250
Астафьев В.В. 60, 141, 186
Аушев А.А. 165
Афанасьев С.В. 190, 247

Б
Бадиян Е.Е. 118
Бакунова А.А. 81
Балаев Э.Ю. 260
Балдин И.В. 265
Бараз В.Р. 18
Баранникова С.А. 145, 151, 154, 205
Баранов В.П. 218
Барахтин Б.К. 144
Бармин А.Е. 188
Батуев С.П. 263, 265
Батурин А.А. 99, 242
Батухтина Е.Е. 119
Бахметьев А.М. 232
Баянкин В.Я. 199, 200
Беликов С.В. 37
Белов Н.Н. 104
Белослудцева Е.С. 40, 43
Белоусов О.К. 41
Бельтюков А.Л. 60, 254
Беляев А.К. 115
Беляев С.П. 107, 161, 162, 196
Беляев Ф.С. 182
Беляева И.В. 52
Беляевских А.С. 13
Беляков А.Н. 87
Бергер И.Ф. 212
Березовская В.В. 83, 150, 233
Бесов А.В. 181
Бетехтин В.И. 31, 221
Бирман Х. 269
Благовещенский Ю.В. 248
Бледнова Ж.М. 260
Близнюк Л.А. 213
Богданов Д.Г. 61
Богданов О.А. 201
Бойко Ю.И. 120
Бойцова М.В. 203
Болдин М.С. 109, 173, 248, 251
Бордулев Ю.С. 272
Борисов С.В. 247
Борисова С.Д. 97
Бородин Е.М. 117
Брагов А.М. 24
Бродова И.Г. 60, 141, 186, 224, 235, 254
Будовских Е.А. 169, 210
Буйнова Л.Н. 125
Буренина О.Н. 236
Буржанов А.А. 38
Бутусова Е.Н. 109
Быков П.В. 199, 200

В
Вавель А.Ю. 53
Вайднер А. 269
Валиев Р.З. 148, 233
Валиуллин А.И. 180, 189
Валуйская Л.А. 104
Варгасов Н.Р. 144
Варданян С.А. 46
Ващук Е.С. 210
Верхорубов В.В. 20
Веселов И.Н. 66
Ветошкина Н.Г. 166
Викарчук А.А. 42

Вильданова Н.Ф. 39, 249
Виноградов А.Ю. 29, 269
Виноградова Н.И. 36
Вирясова Н.Н. 109
Витковский И.В. 181
Вичужанин Д.И. 76
Владимиров А.Д. 32
Власов И.В. 201
Власова А.М. 108
Волков А.В. 22
Волков А.Е. 164, 182
Волков А.Ю. 223, 231
Волкова А.Ю. 184, 277
Волкова Е.Г. 81, 190
Волкова Н.П. 22
Волкова О.Н. 240
Волосов Н.А. 41
Волосюк М.А. 120
Волчок О.И. 63
Воробьев В.Л. 199, 200
Воробьев С.В. 127
Воронин В.И. 212
Воронова Л.М. 225, 243, 256

Г
Гагарин А.Ю. 169
Газизов М.Р. 124
Галеев Р.М. 77, 149
Галкин М.П. 38
Гальцев А.В. 147
Герасимов Е.Г. 28
Гервасьева И.В. 43, 140
Герштейн Г. 215
Гладковский С.В. 117, 139, 149, 152
Глезер А.М. 5, 116, 275
Голосиенко С.А. 32
Гончаров М.Е. 265
Горбань В.Ф. 27
Горбатенко В.В. 151, 154
Горностырев Ю.Н. 202
Горохов В.А. 276
Гохфельд Н.В. 125
Гощицкий Б.Н. 212
Грабовецкая Г.П. 114
Графутин В.И. 284
Грачев С.В. 67
Гребеньков С.К. 146
Григорьева Н.А. 126
Гринберг Б.А. 84, 93, 108, 184, 277
Гринберг Е.М. 278
Гриценко В.И. 118
Гришков В.Н. 99, 132, 175, 242
Гришунин В.А. 127, 128
Громов В.Е. 44, 55, 57, 64, 127, 128, 169, 205, 210, 282
Гроховская Л.Г. 60
Грязнов М.Ю. 232
Гувалов А.А. 167, 168
Гудимова Е.Ю. 176
Гундеров Д.В. 17
Гундырев В.М. 70
Гуткин М.Ю. 45, 49, 286

Д
Давыдов Д.И. 36
Давыдова Н.Н. 236
Дайнеко О.И. 126
Дамаскинская Е.Е. 267
Данилов А.Н. 24
Данилов В.И. 110
Данилов С.Е. 204
Данюк А.В. 29
Дегтярев М.В. 225, 243, 256
Дельгадо Рейна С.Ю. 7, 19
Денисов К.И. 121
Дербичева Н.С. 44, 64, 127, 128, 205
Дерюгин Е.Е. 266
Дитенберг И.А. 121
Дмитриенко Д.В. 283
Добаткин С.В. 250
Доброславский А.В. 274
Довженко О.А. 42
Долгов Н.А. 181
Дорогин Л.М. 42
Дорогов М.В. 42
Дорофеев Г.А. 228, 252, 253
Доталиева Ж.Ж. 185
Драгошанский Ю.Н. 216, 217
Дурыхин М.И. 147
Дябденков В.В. 55, 283

Е
Евард М.Е. 164, 182
Евтушенко О.В. 97
Егорова Л.Ю. 47, 74, 83, 140
Егорушкин В.Е. 91
Елистратова Е.Н. 60
Елкина О.А. 84, 184
Елсуков Е.П. 8
Елсукова Т.Ф. 142

Емельянов В.Ю. 172
Ермишкин В.А. 122, 136
Ефимов О.Ю. 44
Ефтифеева А.С. 166

Ж
Жапова Д.Ю. 175
Жарников Д.И. 113
Жемчужникова Д.А. 79
Жилин А.С. 20, 67
Жога Л.В. 113

З
Заболотный В.Т. 41
Забудченко О.В. 114
Завалишин В.А. 154, 180, 189
Задорожный В.Ю. 257
Задорожный М.Ю. 257
Зайцев А.С. 22
Зайцев И.В. 172
Заматовский А.Е. 249
Зголич М.В. 143
Зельдович В.И. 70, 226, 227, 258
Земнухова Л.А. 178
Земцова Н.Д. 15
Зигель К. 269
Зиновьева О.С. 68
Зозуля Э.В. 188
Зубков А.И. 73, 80, 188
Зубкова Т.А. 9
Зуев Л.Б. 110, 145, 151, 154, 205
Зуйко И.С. 124

И
Ибрагимов Р.Ш. 191
Иванов А.М. 129
Иванов М.А. 93, 277
Иванов С.М. 228, 252, 253
Иванченко А.В. 181
Ивасишин О.М. 5
Игнатов М.Н. 238, 244
Игнатова А.М. 237, 238, 244
Игнатьев Д.Н. 111
Илларионов А.Г. 174
Ильинский А.И. 80, 188
Ильичев А.В. 268
Илюхин В.А. 284
Илюхина О.В. 284
Имаев Р.М. 63
Иноземцев А.В. 184, 277
Исаева Н.В. 248
Исламгалиев Р.К. 148

К
Кабанова И.Г. 72
Кадомцев А.Г. 31, 221, 267
Казанцев В.А. 189, 204
Казанцева Н.В. 36
Казаченок М.С. 97
Кайгородова Л.И. 234
Какулия Ю.Б. 130
Калашников М.П. 201
Калетина Ю.В. 28, 47
Калинин Г.Ю. 154, 187
Калиновский В.В. 63
Калошкин С.Д. 257
Каманцев И.С. 117, 139
Каменецкий Б.И. 231
Каминский М.М. 238
Каминский П.П. 105, 131
Камышанченко Н.В. 147
Камышев О.Г. 85
Капустин С.А. 276
Караман И. 167
Кардашев Б.К. 221
Каримова Н.Г. 240
Карпинский Д.Н. 279
Карькин И.Н. 9
Карькина Л.Е. 9, 100
Каско В.И. 213
Катаева Н.В. 72, 154, 180, 187, 189, 190, 246, 247
Кашаев Р.М. 48
Кашин О.А. 99, 132, 135
Кащенко М.П. 12, 82
Кейних К.С. 167
Киреева И.В. 160, 167
Кириллов В.А. 167
Клевцов Г.В. 148
Клевцова Н.А. 148
Клецова О.А. 241
Клопотов А.А. 57
Клюкина М.Ф. 72
Клямкин С.Н. 257
Кобенко С.В. 288
Кобзарева Т.Ю. 210
Ковалевская Т.А. 126
Козлов К.А. 246, 249
Козлов П.А. 123
Козлов Э.В. 92, 94

Козлова М.А. 280, 288
Козлова Н.А. 109, 232, 251
Колесникова А.Л. 42, 49
Коломеец Н.П. 245
Колосов С.В. 145
Комиссарова И.А. 127
Комкова Д.А. 231
Конева Н.А. 92, 94
Коновалов С.В. 127, 205
Кононенко В.Г. 120
Коноплева Р.Ф. 196
Константинов А.Ю. 24
Конышева И.Ю. 288
Коняев А.А. 153
Копцева Н.В. 96
Копылов В.И. 59, 222, 232, 242, 251
Корзников А.В. 48, 52, 77, 121, 134, 149, 152, 272
Корзникова Г.Ф. 48, 134
Корзникова Е.А. 52, 272
Коробов А.В. 133
Коробов Ю.А. 20
Королев А.В. 82
Корчагин М.А. 121
Коршунов Л.Г. 10
Косинов Д.А. 205
Костерев В.Б. 44
Костин С.К. 154
Котенков П.В. 186
Котков Д.Н. 109, 179, 251
Котов А.В. 237
Кочанов А.Н. 239
Кошовкина В.С. 106, 250
Крапивка Н.А. 27
Красницкий С.А. 49
Красноперова Ю.Г. 50, 225, 243, 256
Кретинина И.В. 160, 167
Кривошеина М.Н. 280, 288
Круковский К.В. 132, 135
Крылова С.Е. 241
Кудияров В.Н. 52
Кузеев И.Р. 33
Кузин В.Е. 232
Кузнецов А.Р. 9, 202
Кузнецов П.В. 52, 272
Кузнецов П.М. 203, 206
Кузнецова Е.В. 53
Кузьмин Е.В. 209
Кузьмин С.В. 209
Куранова Н.Н. 40
Куринная Р.И. 143
Кусакин П.С. 51
Кутенева С.В. 117
Куц О.А. 167

Л

Лавриков Р.Д. 139
Ладьянов В.И. 60, 138, 163, 228, 252, 253, 254
Лаптев Р.С. 242, 272
Ларионова Н.С. 138
Ларькин В.Ф. 165
Латыпов И.Ф. 12
Лбов А.А. 245
Лебедева Н.В. 144
Левина А.В. 112
Легкоступов С.А. 183
Легчило В.В. 20
Ледер М.О. 22
Ли М. 211
Лидер А.М. 52, 242, 272
Линдеров М. 269
Линевич А.В. 211
Литвинов А.В. 246, 247, 249
Лобанов М.Л. 13
Ломакин И.В. 161
Ломунов А.К. 24
Лопатин Ю.Г. 59, 109, 173, 232, 248, 251
Лотков А.И. 99, 132, 175, 176, 177, 207, 242
Лунев А.Г. 151
Луценко Е.В. 73, 188
Лысак В.И. 209
Лычагин Д.В. 26, 215
Ляшков К.А. 246, 249

М

Маер Г. 167
Майер Г.Г. 106, 250
Майков В.В. 186
Макарец Н.В. 289
Макаров А.В. 11, 14, 48, 62, 74, 83, 226
Макаров В.В. 10
Макаров С.В. 61, 155
Малыгин Г.А. 103
Малыгина И.Ю. 14, 48
Мальцев Ю.А. 145, 151
Мальцева Л.А. 112
Маркова Е.В. 214, 278
Маркова Т.Н. 57

Маркова Ю.М. 144
Мартыняк Р.М. 97
Мастенко В.Ю. 41
Мац А.В. 63
Мейснер Л.Л. 176, 177, 207, 208
Мейснер С.Н. 177
Мелехин Д.А. 53
Мелехин Н.В. 232, 248
Мельников Е.В. 106, 250
Меренцов А.И. 60
Мерзляков А.Ф. 238
Мерзлякова М.А. 163
Меркушкин Е.А. 83, 150
Мерсон Е.Д. 29
Мерсон Д.Л. 29
Микрюков В.Р. 55, 64
Милютин В.А. 43
Минина Н.А. 41, 122, 136
Миннибаев Б.И. 137
Миронов Ю.П. 207, 281
Миронова Л.И. 290
Михайлов В.С. 245
Михайлов С.Б. 54, 66, 287
Михайлова Н.А. 54, 66, 287
Мишин И.П. 114
Мокрушин А.А. 111
Морозов М.М. 57
Мотовилина Г.Д. 32
Музыря А.К. 258
Мулюков Р.Р. 94, 197
Мусихин С.А. 37
Мухаметрахимов М.Х. 58
Мухгалин В.В. 60, 138, 163, 254
Мушникова С.Ю. 154, 187
Мясищева Г.Г. 284
Мясникова В.И. 55

Н
Надежкин М.В. 151, 154
Назаров А.А. 197
Назаров К.С. 94
Наймарк О.Б. 244
Накин А.В. 196
Нарыкова М.В. 31, 221
Невежин С.В. 20
Неверов А.С. 171
Невский С.А. 282
Нейман А.А. 208
Нейфельд В.В. 201
Нечаев Л.М. 214
Николаев В.И. 103
Никонова Р.М. 138, 163
Никулин С.А. 75
Новиков В.А. 259
Новикова О.С. 223
Носкова Н.И. 101, 178
Нохрин А.В. 59, 109, 173, 232, 248, 251

О
Овечкин Б.Б. 201
Оглезнева С.А. 82
Одесский П.Д. 250
Озерец Н.Н. 112
Оковит В.С. 63
Олесюк О.В. 169
Орлова Д.В. 110
Орлова Д.К. 20, 225
Осинцева А.Л. 62, 74
Остапенко М.Г. 176

П
Палий Н.А. 41
Панин А.В. 97
Панин В.Е. 91, 142, 201
Панин С.В. 201
Панченко Е.Ю. 166
Пацелов А.М. 21, 139
Пеев А.П. 209
Пермякова И.Е. 275
Петрень М.Г. 22
Петрова А.Н. 60, 232, 254
Петрова Н.Д. 129
Петроченко Т.П. 213
Печерина О.А. 147
Печеркина Н.Л. 154
Печина Е.А. 228, 252, 253
Печковский Э.П. 27
Пикорнелл К. 160
Пилюгин В.П. 230, 234
Писклов А.В. 173
Платова Т.М. 153
Плевков В.С. 265
Плотников А.В. 84
Плотников В.А. 61, 155
Плохих А.И. 19
Плужникова Т.Н. 69
Полетаев Г.М. 283
Полищук В.П. 237
Полуносик Е.А. 44, 57, 128
Полянский В.А. 115

Понс Д. 160
Попкова Ю.Ф. 142
Попов А.А. 6, 37, 174
Попов Н.Н. 165
Попова Н.А. 92
Попова Э.А. 186
Попцов М.Е. 60
Потапова А.А. 141
Потекаев А.И. 57
Пояркова Е.В. 33, 85
Пресняков Д.В. 165
Приймак Е.Ю. 30, 241
Проклушина Д.Е. 44, 64, 127, 128
Прокопьев Е.П. 284
Проскурнина Н.В. 212
Протасов А.В. 8
Прядко Д.И. 289
Пугачева Н.Б. 76
Пудов В.И. 216, 217
Пульнев С.А. 103
Пушин В.Г. 10, 40, 65, 125, 159, 234
Пушкарев Б.Е. 253
Пушкин М.С. 277
Пышминцев И.Ю. 66, 81

Р
Рааб Г.И. 148
Радченко А.В. 263, 265
Радченко П.А. 263, 265
Разов А.И. 24
Райков С.В. 127, 128, 210
Раскутин А.Е. 268
Распосиенко Д.Ю. 234
Рахматулина Т.В. 52, 272
Редикульцев А.А. 13
Редькина К.В. 164
Реснина Н.Н. 107, 161, 162, 196
Ржавцев Е.А. 286
Рогачев С.О. 75
Рогуль Т.Г. 27
Родионов Д.П. 43, 47, 140
Рожнов А.Б. 75
Романов А.Е. 42, 49
Романов Д.А. 169
Романова В.А. 68, 119
Ротштейн В.П. 207
Рубаник В.В. 161, 183, 197, 211, 213
Рубаник В.В.мл. 161, 183, 211, 213
Рудской А.И. 115
Русаков Г.М. 13
Русина Г.Г. 97
Русинов П.О. 260

С
Саврай Р.А. 83
Сагарадзе В.В. 72, 81, 154, 180, 187, 189, 190, 195, 202, 204, 212, 246
Сазонова В.А. 47
Самигуллина А.А. 197
Сандлер Н.Г. 232
Сандовский В.А. 39
Санников А.В. 283
Саркисян С.О. 46
Сарычев В.Д. 282
Сафаров И.М. 77, 149, 152
Сафонов А.А. 259
Сахаров Н.В. 173, 179, 248, 251
Севастьянов М.А. 122, 136
Сезари Э. 160
Селезнев М.Н. 29
Семенова И.П. 148
Семин В.О. 208
Сенаторова О.Г. 65
Сергеев В.П. 97, 201
Сергеев Н.Н. 218
Сергеев С.Н. 77, 134, 149, 152
Сергеева К.И. 37
Сибирев А.В. 107
Сидоров С.А. 69
Сидохин Е.Ф. 25
Сидохин Ф.А. 25
Симонов А.Ю. 258
Скорынина П.А. 62
Смирнов А.М. 45
Смирнов И.В. 181
Смирнов С.В. 234
Смирнова Е.С. 232
Смоленцев И.В. 172
Соболев А.С. 216, 217
Соболева Н.Н. 14
Соболь О.В. 80, 188
Соковиков М.А. 244
Соколенко В.И. 63
Соколова Л.В. 216, 217
Соколовская Ю.А. 233
Солдаткин Д.М. 111
Соловьева Ю.В. 98, 104
Сосков А.А. 64
Старенченко В.А. 98, 104, 143
Старенченко С.В. 98

Стариков С.А. 202
Старостенков М.Д. 55, 64, 271, 283
Степанов С.П. 109
Степанова Е.Н. 114
Степанова Н.Н. 36
Степанчукова А.В. 30
Столяров В.В. 141, 198
Столярчук А.С. 133
Стукалов В.Ю. 40
Суаридзе Т.Р. 43, 140
Суворов Б.И. 266
Сунгатулин А.Р. 201
Сундеев Р.В. 116
Сухоросов Д.А. 22
Счастливцев В.М. 7, 28, 54, 74, 83, 96
Сысоева Т.И. 165

Т
Табатчикова Т.И. 7, 19, 54, 74, 83
Тарасов С.Ю. 26
Твердохлебова А.В. 177
Терентьев П.Б. 28
Терещенко Н.А. 30, 96, 241
Тимкин В.Н. 175
Тимофеева Е.Е. 166
Титаева Е.К. 78
Титова С.Г. 247
Титоров Д.Б. 16
Токарев В.В. 67
Толкачев В.Ф. 153
Толмачев Т.П. 254
Тонкопряд А.Г. 118
Тришкина Л.И. 94
Троянов В.А. 65
Тряев П.В. 232
Тукеева М.С. 106, 250
Туч Е.В. 105, 131, 280, 288
Тюменцев А.Н. 121
Тюрин Ю.И. 52

У
Уваров А.И. 39
Уймин М.А. 186
Уксусников А.Н. 65
Ульянов А.Л. 8
Урусов А.А. 111

Ф
Фахрутдинова Я.Д. 104
Федоров В.А. 69, 206
Федорова И.Ф. 123
Федосеев В.Б. 78
Федосеев С.Н. 215
Филиппов Г.А. 38
Филиппов М.А. 20
Филиппов Ю.И. 154, 178, 187
Фирстов С.А. 5, 27
Фокина Е.А. 28
Фомина О.В. 32
Фомичева Н.Б. 214, 278
Фролова Н.Ю. 226, 227, 258
Фунтиков Ю.В. 284

Х
Хаджиева О.Г. 174
Хадиуллин С.Х. 134
Хадыев М.С. 233
Хаймович П.А. 63, 229, 273
Харьков О.А. 187
Хаткевич В.М. 75
Хейфец А.Э. 226, 227, 258
Хисамов Р.Х. 94
Хлебникова Ю.В. 43, 47, 140
Хомская И.В. 226, 227
Хон Ю.А. 105, 131, 280, 288
Храмцова К.Д. 112

Ц
Царенко Ю.В. 137
Цветкова К.Ю. 66, 287

Ч
Чащина В.Г. 12
Чащухина Т.И. 225, 243, 256
Чегуров М.К. 109, 232, 251
Чеканов В.А. 196
Черемушкина Е.В. 282
Черкасова Т.В. 94
Черненко Н.Л. 10
Черняева Е.В. 273
Чикова О.А. 235
Чувильдеев В.Н. 59, 109, 173, 179, 222, 232, 248, 251
Чуканов А.Н. 218
Чукин М.В. 96
Чумаевский А.В. 26
Чумляков Ю.И. 160, 166, 167
Чуракова А.А. 17
Чурбаев Р.В. 178, 244
Чурилов Ю.А. 276

Ш
Шабашов В.А. 95, 246, 247, 249
Шалимова А.В. 116
Шарапова В.А. 112
Шарипов И.З. 255
Шаркеев Ю.П. 110
Шарыгин А.М. 130
Шацов А.А. 146
Шеляков А.В. 162
Шеховцов О.В. 118
Шилин А.Д. 213
Ширинкина И.Г. 141, 186
Шляхова Г.В. 110, 145, 151, 205
Шоркин В.С. 181
Шорохов Е.В. 224, 226, 227
Шотин С.В. 173, 179
Штеренберг А.М. 259
Шугуров А.Р. 97
Шукова Е.В. 171
Шульгин Н.А. 63, 229, 273
Шуринов Р.В. 118
Шурупов А.В. 237
Шурыгина Н.А. 5

Щ
Щедрина Е.В. 165

Ю
Юровских А.С. 62

Я
Яблонских Т.И. 60, 141,186
Яковенкова Л.И. 100
Яковлев А.В. 69
Яковлева И.Л. 7, 9, 19, 30, 74, 96, 241
Якушев П.Н. 103
Ямпольский В.Д. 187
Янушкевич Ж.Ч. 87
Ясников И.С. 42

Для заметок

Ответственный за выпуск – *А.В. Литвинов*

Отпечатано на ризографе ИФМ УрО РАН тираж 200 экз.
Объем 7.2 печ.л. формат А4 зак. 60
620990 г. Екатеринбург ГСП 170 ул. С. Ковалевской, 18