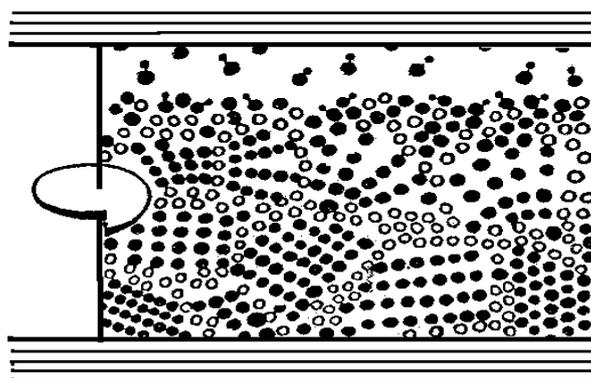


**ХIII Международная конференция
«ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И
СПЛАВОВ – ДСМСМС-2014»**

РОССИЯ, ЕКАТЕРИНБУРГ

7-11 СЕНТЯБРЯ 2014 г.



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Сборник тезисов докладов XIII Международной конференции «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС-2014». Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 7-11 сентября 2014 г. 220 с.

Очередная, XIII Международная конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов – ДСМСМС-2014» традиционно проводится на Урале, на базе отдыха в живописных окрестностях г. Екатеринбурга. Конференция имеет богатую историю. Впервые она состоялась в марте 1977 г. под руководством проф., д.ф.-м.н., зав. лаб. механических свойств ИФМ УрО РАН В.А. Павлова на базе отдыха в с. Кунгурка недалеко от г. Екатеринбурга. В дальнейшем конференция проводилась практически регулярно – раз в 3 года – на различных объектах в Свердловской области; последняя, XII конференция состоялась непосредственно в г. Екатеринбурге в июне 2011 г. Организатором конференции является Институт физики металлов УрО РАН, имеющий большой опыт в проведении Всероссийских и Международных конференций.

В сборнике рассмотрены следующие вопросы: 1 – Получение нанокристаллических материалов и методы аттестации наноструктурного состояния; 2 – Структурно-фазовые особенности нанокристаллических материалов; 3 – Свойства нанокристаллических материалов (прочность, пластичность, трибологические и др.) и их физическая природа; 4 – Компьютерное и теоретическое описание структуры и свойств нанокристаллических металлов и сплавов; 5 – Применение нанокристаллических материалов.

В рамках конференции будет проведена школа молодого докладчика, цель которой – предоставление возможности выступить с устными и стендовыми сообщениями молодым специалистам-физикам, металловедам, методистам, кандидатам наук в возрасте до 35 лет, аспирантам, инженерам, студентам.

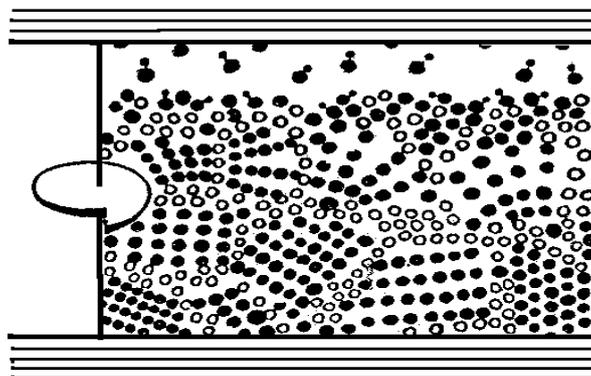
Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральское отделение Российской академии наук
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Научный Совет РАН по металлургии и материаловедению
Научный Совет РАН по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

При поддержке Российского фонда фундаментальных исследований
(грант № 14-02-20119(г))

**ХIII Международная конференция
«ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И
СПЛАВОВ – ДСМСМС-2014»**

РОССИЯ, ЕКАТЕРИНБУРГ

7-11 СЕНТЯБРЯ 2014 г.



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

ОРГАНИЗАТОРЫ

Почетный консультативный оргкомитет

Устинов В.В., акад. РАН (Екатеринбург)
Greer A., проф.,
Кембриджский университет, Англия
Fruchart D., проф.,
университет Гренобля, Франция
Inoue A., проф.,
Токийский университет, Япония
Maslan M., проф.,
Оломоушский университет, Чехия

Оргкомитет

Председатель:

Сагарадзе В.В., член-корр. РАН (Екатеринбург)

Сопредседатели:

Бетехтин В.И., д.ф.-м.н. (С.-Петербург)
Глезер А.М., д.ф.-м.н. (Москва)
Чарикова (Носкова) Н.И., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Ученый секретарь:

Волкова Е.Г., к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Члены Оргкомитета:

Андриевский Р.А., член-корр. Кирг. АН (Черноголовка)
Валиев Р.З., д.т.н. (Уфа)
Варюхин В.Н., член-корр. НАНУ (Донецк)
Гаврилюк В.Г., д.т.н. (Киев)
Гринберг Б.А., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Дегтярев М.В., д.т.н. (Екатеринбург)
Добаткин С.В., д.т.н. (Москва)
Ивасишин О.М., академик НАНУ (Киев)
Коваль Ю.Н., член-корр. НАНУ (Киев)
Козлов Э.В., д.ф.-м.н. (Томск)
Конева Н.А., д.ф.-м.н. (Томск)
Коршунов Л.Г., д.т.н. (Екатеринбург)
Макаров А.В., д.т.н. (Екатеринбург)
Мерсон Д.Л., д.т.н. (Тольятти)
Мильман Ю.В., член-корр. НАНУ (Киев)
Мулюков Р.Р., д.ф.-м.н. (Уфа)
Наймарк О.Б., д.ф.-м.н. (Пермь)
Неклюдов И.М., акад. НАНУ (Харьков)
Панин В.Е., акад. РАН (Томск)
Перевезенцев В.Н., д.ф.-м.н. (Н. Новгород)
Пилюгин В.П., к.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Попов А.А., д.т.н. (Екатеринбург)
Пушин В.Г., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Рыбин В.В., член-корр. РАН (С.-Петербург)
Симонов Ю.Н., д.т.н. (Пермь)
Фирстов С.А., акад. НАНУ (Киев)
Чумляков Ю.И., д.ф.-м.н. (Томск)
Шабашов В.А., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Программный комитет

Председатель:

Счастливец В.М., акад. РАН (Екатеринбург)

Сопредседатель:

Бродова И.Г., д.т.н. (Екатеринбург)

Члены Программного комитета:

Волков А.Ю., д.т.н. (Екатеринбург)
Елсуков Е.П., д.ф.-м.н. (Ижевск)
Ермаков А.Е., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Зельдович В.И., д.т.н. (Екатеринбург)
Зуев Ю.Н. (Снежинск) (Екатеринбург)
Корзников А.В., д.ф.-м.н. (Уфа)
Попов В.В., д.т.н. (Екатеринбург)
Ромашев Л.Н., к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Конкурсная комиссия по проведению Школы молодого докладчика

Председатель:

Чарикова (Носкова) Н.И., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Члены комиссии:

Глезер А.М., д.ф.-м.н. (Москва)
Елсуков Е.П., д.ф.-м.н. (Ижевск)
Конева Н.А., д.ф.-м.н. (Томск)
Литвинов А.В., к.т.н. (Екатеринбург)
Пилюгин В.П., к.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Пушин В.Г., д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Симонов Ю.Н., д.т.н. (Пермь)

Локальный комитет

Председатель:

Волкова Е.Г., к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Члены Локального комитета:

Афанасьев С.В., асп.
Валиуллин А.И., н.с.
Завалишин В.А., к.ф.-м.н.
Заматовский А.Е., вед. спец.
Катаева Н.В., к.т.н.
Клюкина М.Ф., асп.
Козлов К.А., к.ф.-м.н.
Литвинов А.В., к.т.н.

СЕКЦИЯ 1

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДЫ АТТЕСТАЦИИ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ

Носкова Н.И.

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

Исследованы электронно-микроскопическим методом «*insitu*» 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.).

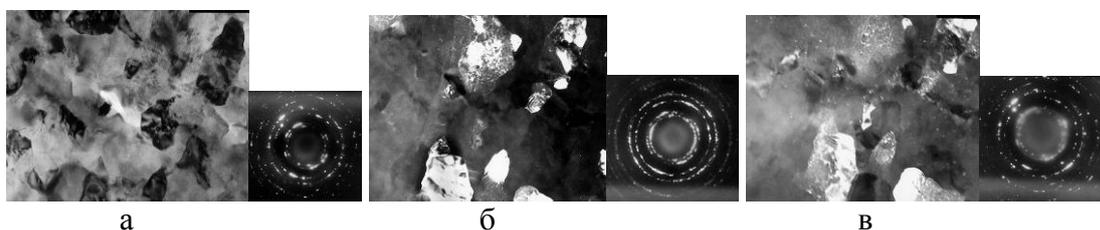


Рис. Электронно-микроскопические последовательные снимки одного и того же места деформируемого в колонне электронного микроскопа нанокристаллического сплава ($d=40$ нм) Al-0,5%Se-0,5%Re-0,1%Zr: а- $\delta = 12\%$; б- $\delta = 24\%$; в- $\delta = 67\%$

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 (квасивязкое, квазихрупкое, вплоть до рассыпания в порошок).

Уменьшение размера зерна до десятков нанометров в субмикрокристаллических 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 кооперативности 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 зернограницных дислокаций в самих границах наиболее близко, по-видимому, к реальному механизму деформации.

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

БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ: ОТ П.У. БРИДЖМЕНА ДО НАШИХ ДНЕЙ

Глезер А.М.

*Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», Москва, Россия;
ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия;
a.glezer@mail.ru*

Описаны пионерские исследования лауреата Нобелевской Премии П.У. Бриджмена (1946 г.) по изучению закономерностей больших пластических деформаций. Критически проанализированы подходы, предложенные в дальнейшем для описания процессов структурообразования и формирующихся механических свойств. С единых позиций рассмотрены микропластическая, макропластическая и мегапластическая деформации (МПД) как этапы единого процесса пластического формоизменения твердых тел. Показано, что в процессе больших (мегапластических) деформаций обязательно должны быть эффективно реализованы дополнительные каналы диссипации упругой энергии и что структурные изменения при МПД характеризуются определенной цикличностью. Граница существования МПД определена как граница действия одного из мощных каналов диссипации упругой энергии (динамическая рекристаллизация, дислокационно-дисклинационная аккомодация, фазовые превращения, включая переход в аморфное состояние). При обычных (макроскопических) деформациях происходит в основном накопление упругой энергии, и лишь на стадии МПД включаются мощные диссипативные процессы. Подчеркнута важная роль в наблюдающихся процессах структурообразования точечных дефектов и градиентов упругих напряжений, существенно увеличивающих диффузионную подвижность атомов на стадии МПД при комнатных и криогенных температурах.

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

НАНОДИПОЛИ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.³

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

²*Томский государственный университет, Томск, Россия*

³*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*

tyuments@phys.tsu.ru

При интенсивной пластической деформации металлических материалов (Ni, V, Ta, Mo-Re и др.) на наковальнях Бриджмена обнаружено формирование двухуровневых наноструктурных состояний - нанозерен размерами от 50 до 100 нм, содержащих разориентированные фрагменты размерами около 10 нм с дипольным и мультипольным

характером разориентировок. Характерной особенностью внутренней структуры этих фрагментов является необычно высокая (сотни град/мкм) упругая кривизна кристаллической решетки. Показано, что эта особенность является результатом чисто масштабного фактора – значительного уменьшения при уменьшении размеров нанообъектов связанных с этой кривизной локальных внутренних напряжений.

На начальных этапах формирования указанных выше состояний обнаружено явление локализации деформации в области упругих дисторсий - образование нанополос локализованной упругой деформации, ограниченных нанодиполями частичных дисклинаций, представляющими собой зоны заторможенных упругих сдвигов и поворотов. Особенностью упруго-напряженного состояния в зоне нанодиполей являются очень высокие ($\approx (10-20)\text{Е мкм}^{-1}$) локальные градиенты внутренних напряжений.

Предложен механизм образования указанных выше наноструктурных состояний - движение нанодиполей частичных дисклинаций, контролируемое направленными потоками неравновесных точечных дефектов в полях указанных выше высоких локальных градиентов давления. Проведен анализ основных физических факторов и условий реализации этого механизма.

При значениях истинной логарифмической деформации $e > 6$ обнаружено образование мезополос локализации деформации, представляющих собой пачки нанополос шириной от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным характером разориентировок, которые распространяются в некристаллографических направлениях, формируя вихревые структуры с высокой плотностью наноразмерных пор. Предполагается, что эти особенности связаны с развитием коллективных эффектов в дисклинационной субструктуре, приводящих к групповому движению нанодиполей и квадруполей частичных дисклинаций.

Реализация указанных выше механизмов обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования дефектной субструктуры при пластической деформации металлических материалов с образованием структурных состояний с размерами нанокристаллов несколько нанометров и высокими локальными градиентами ориентации кристаллической решетки.

Обсуждается возможность 2-стадийного варианта зарождения и распространения дефектов при формировании и пластической деформации нанокристаллов: 1 – стадия зарождения и распространения волны локализации упругой дисторсии (сдвига с поворотом); 2 - стадия пластической релаксации формирующихся на фронте этой волны высоких локальных напряжений и их градиентов.

МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА

Бродова И.Г., Майков В.В., Котенков П.В.

¹*Институт физики металлов, УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

Представлены обобщённые материалы многолетних исследований особенностей структурных и фазовых превращений, протекающих в алюминиевых сплавах при различных внешних воздействиях, включая быструю закалку расплава, интенсивную пластическую деформацию и термообработку.

Рассмотрены особенности формирования дисперсной структуры в Al сплавах с тугоплавкими металлами (ТМ) различных составов в широком диапазоне условий кристаллизации. Разработаны режимы температурной обработки расплавов, которые позволили варьировать структуру быстро закристаллизованных сплавов заэвтектического

(Al-Fe, Al-Sc) и заперитектического (Al-Ti, Al-Zr, Al-Cr-Zr) составов с образованием метастабильных аномально пересыщенных ТМ твердых растворов на основе Al, квазиэвтектик, метастабильных алюминидов ТМ и т.д. Данные результаты были использованы для разработки новых алюминиевых лигатурных сплавов с тугоплавкими компонентами. Предложены разные методы быстрой закалки расплава, обеспечивающие формирование двухфазной структуры лигатур, содержащей дисперсные метастабильные алюминиды циркония или титана. Наличие таких фаз с кубической решеткой структурного типа $L1_2$ и быстрой кинетикой растворения в Al – расплавах обеспечивают большое количество центров кристаллизации. Близкое структурное и размерное соответствие с решеткой алюминия и малые размеры интерметаллидов (1-2 мкм) вызывают сильный модифицирующий эффект и создают условия для образования мелкозернистой равномерной структуры отливок и слитков. Кроме того, синтезированы композиционные материалы с металлической Al матрицей, упрочненные наночастицами карбида или диборида титана, которые использованы в качестве эффективных модифицирующих лигатурных сплавов нового поколения. Эффект измельчения зерна с помощью опытных лигатур доказан на техническом алюминии и ряде промышленных алюминиевых сплавах.

Для получения объёмных материалов с субмикроструктурной структурой применён новый способ интенсивной пластической деформации - динамическое канально-угловое прессование (ДКУП), при котором, за счёт нагружения материалов в сложных полях внешних воздействий (ударной волны и механического сдвига), реализуются скорости деформации $10^4 - 10^5$ 1/с. Подробно изучено деформационное поведение и особенности структурообразования в алюминиевых сплавах различных составов (3003, 7075, 5083). Установлено, что таким способом формируется субмикроструктурная структура с размером зерна от 200 до 600 нм. В сравнении с крупнокристаллическими аналогами определены статические и динамические механические свойства, а также диссипативная способность материалов, полученных ДКУП.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-М-23-2031.

ТВЕРДОФАЗНЫЙ МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ФАЗАМИ ВНЕДРЕНИЯ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

Шабашов В.А.

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

В настоящее время актуальны разработки новых технологий по созданию наноструктурированных материалов, обладающих повышенными функциональными и экономическими характеристиками. В качестве альтернативы традиционной металлургии для этих целей привлекаются методы механического синтеза, позволяющие, с одной стороны, создавать чрезвычайно мелкое зерно в металлических материалах, а с другой – осуществлять механическое сплавление, легирование и формирование упрочняющих фаз в металлических матрицах.

В предлагаемом исследовании с применением мёссбауэровской спектроскопии представлены экспериментальные результаты, дающие на локальном атомном уровне информацию о процессах деформационного растворения и образования фаз внедрения в металлических матрицах в условиях холодной пластической деформации кручением во вращающихся наковальнях Бриджмэна, помолом в шаровых планетарных мельницах и трением при фрикционном воздействии.

Твердофазный механический синтез наноструктурированных дисперсно-упрочненных фазами внедрения сплавов включает диспергизацию, механическое сплавление, формирование пересыщенных твердых растворов и релаксацию неравновесной структуры с насыщением дефектами, выделением вторичных чрезвычайно дисперсных упрочняющих фаз как в процессе самой деформации, так и после термических отжигов.

Акцент в исследовании делается на использовании в качестве лигатуры малоустойчивых при интенсивной пластической деформации фаз (аморфного бора и углерода, нитридов Fe₄N и CrN, а также оксидов железа и меди) и специальным легировании матриц химически активными металлическими добавками (V, Ti, Zr и др.)

Рассмотренные в работе индуцированные мегапластической деформацией циклические фазовые превращения типа «растворение-выделение» фаз внедрения представляют значительный практический интерес как основа новых технологий создания наноструктурированных дисперсно-упрочненных материалов.

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИМЕНЕНИЕМ МОДИФИКАТОРОВ

Зубков А.И.¹, Мальцева Л.А.², Соболев О.В.¹, Бармин А.Е.¹

¹*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,
Харьков, Украина*

²*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина,
Екатеринбург, Россия
anzubkov@km.ru*

Одним из эффективных способов диспергирования зеренной структуры металлов и сплавов, получаемых металлургическими технологиями, является добавление в расплавы некоторых веществ или элементов, называемых модификаторами. Несмотря на длительную историю применения данной технологии [1], атомные механизмы процессов взаимодействия таких веществ с матричным металлом являются в настоящее время дискуссионными [2, 3]. Это связано со многими причинами, одной из которых является присутствие в расплавах многочисленных неконтролируемых примесей, которые вуалируют физические процессы и механизмы взаимодействия веществ модификаторов с основным металлом при кристаллизации.

Данная работа посвящена изучению указанной проблемы на конденсатах меди и железа, легированных тугоплавкими металлами – вольфрамом и молибденом [4, 5]. Объектами исследования являлись фольги меди и железа толщиной до 50 мкм с содержанием Mo, W до трех атомных процентов. Образцы получали электронно-лучевым испарением компонентов из различных источников и конденсацией их паровой смеси на неориентирующих подложках в вакууме $\sim 10^{-3}$ Па. После отделения от подложек конденсаты подвергались электролитическому утонению и изучались методами просвечивающей электронной микроскопии. Были проведены также рентгенодифрактометрические исследования.

Получены и проанализированы концентрационные зависимости величины зерна конденсатов Cu – Mo и Fe – W, полученных в различных технологических условиях. Эти зависимости характерны тем, что при концентрациях Mo, W \sim до 0,2 – 0,5 ат. % происходит резкое снижение размера зерна конденсатов на основе меди и железа с последующим выходом экспериментальных зависимостей на горизонтальный участок (рис. 1). Уменьшение температуры подложки не изменяет характер зависимостей D-f(C), но приводит к снижению

минимально достигаемого размера зерна и увеличению концентрации Mo, W, соответствующего областям в которых изменяется характер экспериментальных кривых.

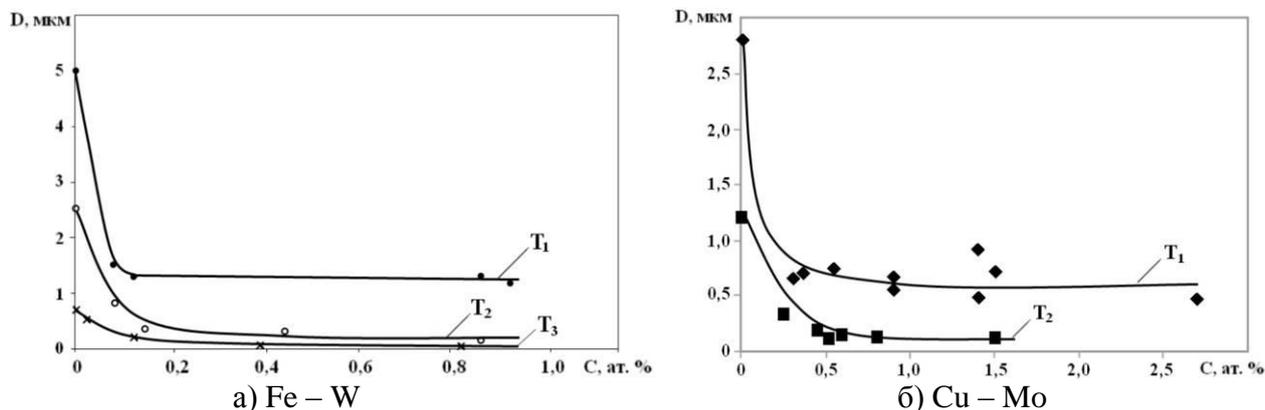


Рис.1. Зависимость среднего размера зерна конденсатов от концентрации легирующего элемента ($T_1 > T_2 > T_3$)

Отметим, что в диапазоне концентраций Mo и W соответствующих ниспадающим ветвям зависимостей $D-f(C)$ не происходит заметного увеличения периодов кристаллических решеток меди и железа.

Приведенные экспериментальные результаты и данные работы [4, 5] позволяют предположить, что при конденсации паровых смесей матричного металла и легирующего элемента происходит обогащение молибденом и вольфрамом поверхности растущих зерен железной и медной матриц. При некотором их содержании рост зерен прекращается, соответственно зависимости $D-f(C)$ выходят на насыщения. Указанные предположения хорошо подтверждаются оценкой концентраций Mo, W необходимых и достаточных для образования сплошного монослоя на поверхности зерен железа и меди минимально достигаемых размеров [6].

Эти результаты свидетельствуют о том, что при конденсации паровых смесей Cu – Mo и Fe – W с весьма малой концентрацией легирующих элементов, атомы молибдена и вольфрама проявляют активность по отношению к поверхности растущих зерен меди и железа и при их соприкосновении образуют зернограничные сегрегации. Таким образом, при малых концентрациях молибден и вольфрам выступают в роли модификаторов.

Способность тугоплавких металлов образовывать одноатомные адсорбционные слои на поверхности растущих при кристаллизации зерен металлов имеющих меньшую температуру плавления и тем самым блокировать их дальнейший рост создает принципиальную возможность получения наноразмерной структуры не только при конденсации из паровой фазы.

Монослойный характер таких зернограничных сегрегаций свидетельствует об образовании сильных межатомных связей между атомами матричного металла и металла-модификатора и соответственно об увеличении когезионной прочности границ зерен [7]. Эти адсорбционные слои снижают зернограничную энергию матричных металлов, что обуславливает экспериментально установленную высокую термическую стабильность их исходной наноразмерной зеренной структуры [8, 9].

Полученные результаты можно использовать для измельчения зеренной структуры металлов и сплавов кристаллизующихся из расплавов. Для этого необходимо подобрать соответствующий элементный состав и создать технологические условия для формирования одноатомных адсорбционных слоев металла-модификатора на поверхности, растущих из расплава кристаллов матричного металла.

[1] Винаров С.М. Кинетика роста зерна аустенита в боросодержащей стали // ДАН СССР. 1947. – Т. 55. № 9, – с.521-523

- [2] Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. М.: Металлургия, 1986. 272 с.
- [3] Murdoch H.A., Schuh C. A. Estimation of grain boundary segregation enthalpy and its role in stable nanocrystalline alloy design // Journal of Materials Research. 2013. – Vol. 28. №. 16. – p. 2154-2163.
- [4] Зубков А.И., Панова Ю.В. Структура и прочность нанофазных конденсатов Cu – Mo // Вестник НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 24. – Харьков, 2011. – с. 93-98.
- [5] Barmin A.E., Zubkov A.I., P'inskii A.I. Structural features of the vacuum condensates of iron alloyed with tungsten // Functional Materials. 2012 – Vol. 19. № 2. – p. 256-259.
- [6] Зубков А.И., Островерх А.А. О модифицирующем влиянии молибдена на вакуумные конденсаты меди // Вестник НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 26. – Харьков, 2012. – с. 155-159.
- [7] Зенгуил Э. Физика поверхности. М.: Мир, 1990. 536 с.
- [8] Зубков А.И. Термическая стабильность нанокompозитов, кристаллизующихся в вакууме // Вестник Тамбовского университета. – 2010. Т.15. № 3. – с. 846-848.
- [9] Бармин А.Е. Термическая стабильность структуры и свойств вакуумных конденсатов Fe и Fe-W // НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 9. – Харьков, 2012. – с. 82-87.

ПРОЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

**Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Хадыев М.С.,
Жилин А.С., Легчило В.В., Никифорова С.М., Гаранов Н.Е.**

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

Изучена взаимосвязь изменения структуры и фазового состава высокоуглеродистых инструментальных и износостойких сталей и наплавочных сплавов перлитного и мартенситно-карбидного классов

У10, 150ХНМ, Х12МФ, 100Х18, 9Х5МФС, 150Х8Т2 с их износостойкостью и способностью к фрикционному упрочнению в процессе абразивного изнашивания.

Рентгеноструктурный анализ показал, что металлическая основа сплавов системы Fe–Cr–C–Ti (Mo, V) в закалённом состоянии имеет аустенитно-мартенситную структуру с включениями карбидной фазы. Количество остаточного аустенита после изнашивания заметно уменьшается, а мартенсита соответственно возрастает, что указывает на метастабильность аустенита и его способность к мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению при царапании и микрорезании абразивными частицами. Это повышает диссипативную способность структуры и увеличивает её восприимчивость к деформационному упрочнению и, как следствие, абразивной износостойкости.

Максимальная износостойкость изученных сплавов достигается при помощи высокотемпературной объёмной или плазменной поверхностной закалки (1125–1150 °С), которая вследствие растворения вторичных карбидов обеспечивает получение структуры углеродистого метастабильного остаточного аустенита (20–60 %) в металлической основе с высокой интенсивностью мартенситного превращения и упрочнения рабочей поверхности при изнашивании. Сохранение остаточного аустенита способствует повышению трещиностойкости сплавов.

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг с рабочей поверхности наплавленного сплава 150X8T2 после изнашивания показало, что структура металлической основы представляет собой совокупность дисперсных кристаллов мартенсита деформации различной ориентировки пластинчатой морфологии с высокой плотностью тонких внутренних частично изогнутых двойников и дислокаций и более крупные пластинчатые кристаллы с высокой плотностью дислокаций, представляющие собой, по-видимому, деформированный мартенсит охлаждения. Участки аустенита в эвтектике также заполнены кристаллами мартенсита, по-видимому, деформационного происхождения, на порядок более мелкими, чем в областях первичного аустенита. Кристаллы остаточного аустенита расположены в виде прослоек между кристаллами мартенсита, что видно на темнопольном изображении в свете рефлекса $(111)_\gamma$. Пластинчатая морфология двойникованных кристаллов мартенсита деформации указывает на то, что содержание углерода в них не менее 0,7%. Карбидная фаза в структуре наплавленного сплава присутствует в виде крупных первичных карбидов титана, окружённых первичными карбидами хрома, аустенитно-карбидной эвтектикой и дисперсными вторичными карбидами типа $(M, Fe)_7C_3$ (всего около 20%).

В наибольшей степени изменение относительной износостойкости сплавов с повышением температуры закалки коррелирует с эффективной микротвёрдостью рабочей поверхности после изнашивания. Высокоуглеродистый дисперсный мартенсит деформации наряду со способностью аустенита к фрикционному упрочнению и сохранением первичных и эвтектических карбидов обеспечивает получение средней микротвёрдости рабочей поверхности образцов после изнашивания до 11–12 ГПа.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО ОБЛУЧЕНИЮ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Петрикова Е.А.^{1,2}, Тересов А.Д.^{1,2}, Крысина О.В.^{1,2}

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*
yufi55@mail.ru

Выявлено формирование многофазной субмикро- и наноразмерной градиентной структуры при облучении силумина эвтектического состава (Al-12%Si) высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН). Показано, что слой силумина, кристаллизующийся из расплавленного состояния, имеет ячеистую структуру (рис. 1). Форма ячеек изменяется от равноосной (средний размер ячеек 150 нм) до глобулярной ($L = 2$ мкм; $h = 0,5$ мкм). Ячейки равноосной формы располагаются преимущественно в слое, примыкающем к поверхности облучения; ячейки глобулярной формы располагаются на большем удалении от поверхности обработки. Вблизи границы раздела расплав / твердое тело формируется столбчатая структура. Ячейки кристаллизации разделены прослойками кремния, толщина которых изменяется в пределах от 10 до 50 нм (рис. 1).

Установлено, что при режиме облучения 20 Дж/см²; 150 мкс; 50 имп.; 0,3 Гц скорость изнашивания силумина уменьшается в ~2 раз; при режиме облучения 10 Дж/см², 200 мкс, 5 имп, 0,3 Гц твердость поверхностного слоя толщиной ~60 мкм увеличивается в ~1,5 раза по отношению к объему; при режиме облучения 20 Дж/см²; 150 мкс; 5 имп.; 0,3 Гц коэффициент трения снижается в ~ 1,2 раза.

Методом вакуумно-дугового распыления материала катода (Zr) с последующей конденсацией на поверхности подложки в среде ионизированного азота на специализированной ионно-плазменной установке «ТРИО» на образцах силумина сформированы сверхтвердые наноструктурные нитридные покрытия состава ZrN, твердость которых ~ 43 ГПа, модуль Юнга

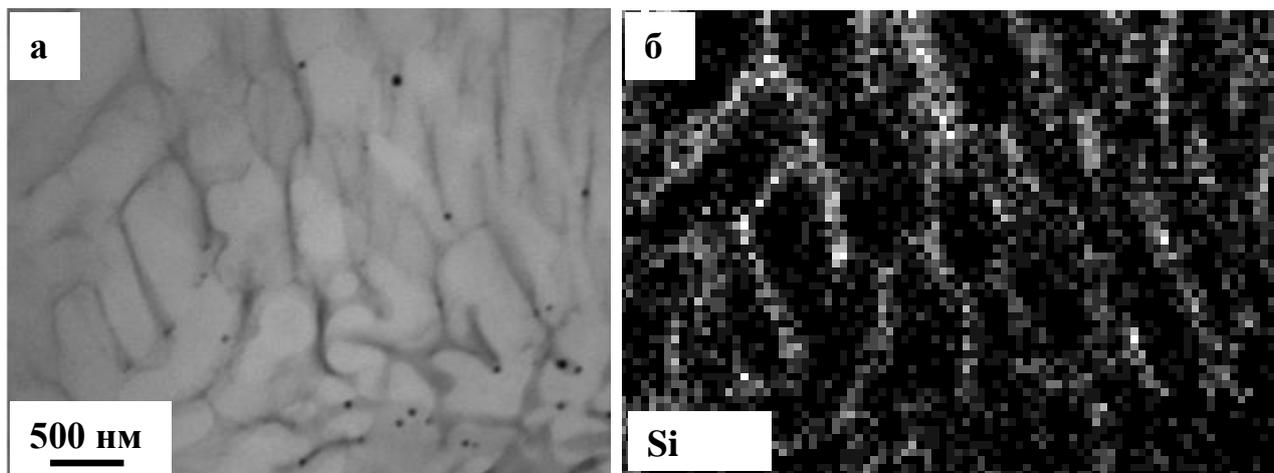


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (а); б – результаты исследования элементного состава (метод картирования, выполнено в характеристическом рентгеновском излучении $K\alpha 1$ кремния) данного участка фольги силумина, обработанного электронным пучком. Просвечивающий электронный микроскоп JEM-2100F

~ 257 ГПа. Систему покрытие/подложка формировали двумя способами: (1) наносили покрытие на полированную поверхность силумина; (2) наносили покрытие на поверхность силумина, предварительно обработанного импульсным электронным пучком (20 Дж/см^2 ; 150 мкс; 1-5 имп.; 0,3 Гц). Установлено, что скорость изнашивания силумина с покрытием в ~ 8 раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения ниже в $\sim 1,13$ раза; скорость изнашивания предварительно обработанного электронным пучком силумина с покрытием в $\sim 13,5$ раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения ниже в $\sim 1,3$ раза. Твердость покрытия, нанесенного на предварительно облученный силумин, ~ 15 ГПа, модуль Юнга ~ 188 ГПа.

Осуществлена обработка системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин) высокоинтенсивным электронным пучком. Установлено, что при способе нанесения покрытия (1) скорость изнашивания системы в ~ 900 раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения его ниже в $\sim 1,4$ раза. Твердость системы покрытие/подложка – 13 ГПа, модуль Юнга ~ 230 ГПа. При втором способе формирования системы пленка/подложка скорость изнашивания системы в ~ 60 раз ниже скорости изнашивания исходного силумина; коэффициент трения ниже в $\sim 1,6$ раза. Твердость системы покрытие/подложка – 8 ГПа, модуль Юнга ~ 310 ГПа.

Выполнены исследования фазового и элементного состава, структуры системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин), обработанной импульсным электронным пучком. Установлено, что облучение системы покрытие/подложка импульсным электронным пучком при выбранном режиме обработки (20 Дж/см^2 ; 150 мкс; 5 имп.; 0,3 Гц) приводит к частичному разрушению покрытия (рис. 2, а), плавлению поверхностного слоя подложки и выходу расплава на поверхность покрытия, что указывает на вплавление покрытия в подложку (рис. 2, б).

Формирование покрытия и последующее облучение системы пленка/подложка сопровождается изменением фазового состава подложки и покрытия. А именно, напыление покрытия на силумин приводит к выделению в поверхностном слое подложки нитрида алюминия AlN (8 отн. %) и силицида циркония SiZr (3 отн. %). Последующее облучение системы покрытие/подложка электронным пучком сопровождается увеличением (до 21 отн. %) относительного содержания этих фаз. Следовательно, формирование покрытия и последующее облучение его импульсным электронным пучком сопровождается

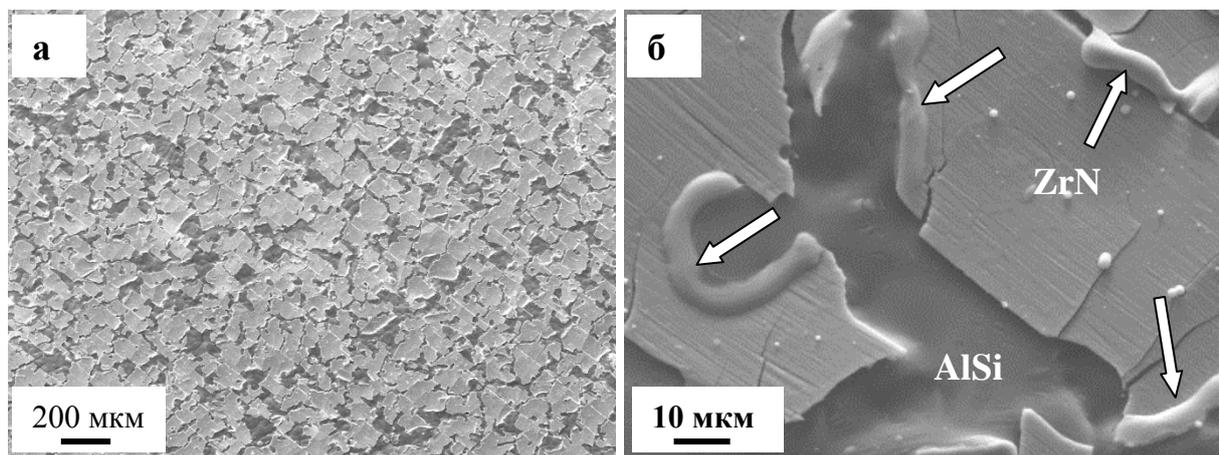


Рис. 2. Структура поверхности системы покрытие (ZrN) / подложка (силумин), обработанной импульсным электронным пучком. Стрелками на (б) указаны структурные эффекты, возникающие при вплавлении покрытия в подложку. Сканирующий электронный микроскоп «LEO EVO 50».

дисперсионным твердением поверхностного слоя подложки, что, как было показано выше, оказало положительное влияние на механические и трибологические свойства системы покрытие/подложка.

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 13-08-98084-р-сибирь-а).

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ.

Кикин П.Ю., Перевезенцев В.Н., Русин Е.Е.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород
pevn@uic.nnov.ru

Представлены результаты исследований по воздействию серии низкоэнергетических лазерных импульсов на алюминиевые ультрамелкозернистые (УМЗ) сплавы 1421, 1570 и АМг-6, полученные методами интенсивной пластической деформации, и их крупнозернистые аналоги. Показано, что облучение сплавов серией низкоэнергетических лазерных импульсов приводит к тому, что от импульса к импульсу уменьшается время начала плавления сплавов под действием одиночного высокоэнергетического импульса.

Причиной такого эффекта является увеличение поглотательной способности сплавов к лазерному излучению, вызванное поэтапным ростом концентрации неравновесных вакансий в приповерхностном слое сплава. Показано, что основной вклад в увеличение концентрации неравновесных вакансий при облучении сплавов низкоэнергетическими лазерными импульсами даёт генерация вакансий в процессе роста оксидной плёнки, инициированного выходом растворенных элементов (магния и лития) из объёма на поверхность. Важно отметить, что эффект снижения времени начала плавления при росте количества предварительных низкоэнергетических лазерных импульсов выражен сильнее в УМЗ сплавах по сравнению с их крупнозернистыми аналогами. Это можно объяснить тем, что рост оксидной пленки, обусловленный диффузией растворенных элементов по границам зерен, происходит значительно быстрее в УМЗ сплавах поскольку удельная площадь границ зерен в них намного выше, чем в крупнозернистых сплавах.

Установлено, что после определённого числа импульсов, зависящего от энергии лазерного излучения и исходного структурного состояния образца, происходит разрушение оксидной пленки, связанное с образованием вакансионных пор на границе сплав-оксид. При этом порообразование в УМЗ сплавах в силу наличия в них высокой концентрации неравновесных деформационных вакансий в исходном состоянии и более высокой скорости их генерации при росте оксидной плёнки происходит при меньшем количестве лазерных импульсов, чем в их крупнозернистых аналогах. Отметим, что облучение серий низкоэнергетических лазерных импульсов можно использовать на практике как способ управления поглощающей способностью сплавов к лазерному излучению, а также как способ изменения морфологии их поверхности.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ ТИТАНА КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Кобзарева Т.Ю.¹, Бащенко Л.П.², Громов В.Е.³, Будовских Е.А.⁴

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ)
¹kobzarevatanya@mail.ru, ²luda.baschenko@gmail.com, ³gromov@physics.sibsiu.ru,
⁴budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

Осуществлено легирование поверхности технически чистого титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 плазмой электрического взрыва углеродных волокон с применением порошка диборида титана. Выявлено, что электровзрывное легирование (ЭВЛ) поверхности титана приводит к формированию упрочненного поверхностного слоя, неоднородного по толщине, изменению элементного состава и структурно-фазового состояния материала. Выявлено, что ЭВЛ сопровождается формированием высокопористого покрытия, содержащего большое количество капельной фракции, микрократеров и микротрещин, характеризующегося весьма неоднородным распределением легирующих элементов (выявлены участки, обогащенные атомами углерода). В совокупности перечисленные факторы могут существенно снижать служебные характеристики обработанного материала.

После ЭВЛ образцы титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6 подвергали электронно-пучковой обработке (ЭПО) на установке «СОЛО». Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что основной фазой упрочненного слоя образцов ВТ1-0 является α -Ti, объемная доля которого после ЭВЛ составляет ~17 %; после ЭПО объемная доля α -Ti увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов (E_s) от 50 до 72 %. Вновь образованными фазами являются TiC, TiB₂, Ti₃B₄, C, B₈C. Независимо от режима ЭПО основной из дополнительных фаз является карбид титана, объемная доля которого после ЭВЛ составляет 60 %. После облучения электронным пучком максимальная доля карбид титана при $E_s = 40$ Дж/см² ~40 %.

В титановом сплаве ВТ6 после ЭВЛ объемная доля α -Ti составляет ~25 %; дополнительные фазы – TiC, TiB₂, Ti₃B₄, B₈C; основной из них является TiC (~58 %). Последующая ЭПО приводит к немонотонному изменению суммарного содержания вторых фаз с ростом плотности энергии пучка электронов; максимальная суммарная объемная доля вторых фаз (~61 %) фиксируется при $E_s = 45$ Дж/см² (длительность импульсов $\tau = 100$ мкс, количество импульсов $N = 10$ имп., частота импульсов $f = 0,3$ с⁻¹). Относительное содержание карбида титана с увеличением E_s снижается с 37 до 27 %.

В результате исследований показано, что при ЭВЛ микротвердость поверхности упрочнения технически чистого титана ВТ1-0 увеличивается до 14 раз при общей толщине упрочненного слоя ~65 мкм, а титанового сплава ВТ6 увеличивается в ~6,6 раза при общей толщине упрочненного слоя ~50 мкм. Последующая ЭПО поверхности легированного титана ВТ1-0 сопровождается формированием упрочненного слоя толщиной ~100 мкм; смещением максимума микротвердости (более чем в 10 раз превышающего микротвердость объема

образца) с поверхности в приповерхностный слой (на глубину ~10 мкм). Последующая ЭПО легированного слоя сплава ВТ6 приводит к увеличению толщины упрочненного слоя до 100 мкм и более; сопровождается формированием приповерхностного (на глубине 10 – 15 мкм) максимума микротвердости, в шесть раз превышающего микротвердость материала в объеме образца. Для титана ВТ1-0 выявлен режим облучения поверхности электровзрывного легирования электронным пучком ($E_s = 45 \text{ Дж/см}^2$; $\tau = 100 \text{ мкс}$, $N = 10 \text{ имп.}$, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$), позволяющий повысить износостойкость технически чистого титана в ~8,2 раза и снизить коэффициент трения в ~1,2 раза по отношению к исходному материалу.

Методами электронной дифракционной микроскопии выполнены послойные (рассматривали слои на глубине 8 – 10 и 40 – 50 мкм) исследования структурно-фазового состояния образцов титана ВТ1-0 и титанового сплава ВТ6, подвергнутых ЭВЛ и последующей ЭПО. Выявлено, что в модифицированном слое формируется многофазная структура субмикро- и наноразмерного диапазонов дендритного (в технически чистом титане) и зеренного (в титановом сплаве ВТ6) типов. Включения карбида титана практически бездефектны; в зернах α -титана присутствует дислокационная субструктура, выявляются частицы упрочняющих фаз. В зернах титанового сплава ВТ6 формируется структура пластинчатого типа (поперечные размеры пластин 15 – 30 нм).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта № 13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ.

ПОВЕДЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВОВ СЕРИИ $\text{Ni}_{2,23-x}\text{Fe}_x\text{Mn}_{0,77}\text{Ga}$ В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Мусабилов И.И., Сафаров И.М.

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

В настоящее время большой интерес для исследователей представляют материалы, обладающие функциональными свойствами. К такому классу относят сплавы Гейслера системы Ni-Mn-Ga. Эти материалы обладают магнитоуправляемым эффектом памяти формы. При помощи внешнего магнитного поля возможно управление формой и размерами образца. Сплавы данной системы являются перспективными материалами для использования в различного рода управляемых устройствах, актюаторах. Монокристаллические образцы сплавов данной системы показывают наибольшую обратимую величину магнитодеформации, которая достигает 6% в магнитном поле до 1 Тл. Поликристаллические образцы сплавов данной системы показывают магнитодеформации на порядок меньше. Однако достижение обратимых магнитодеформаций до 1% на поликристаллических образцах представляет практический интерес, поскольку позволяет снизить себестоимость этих материалов.

В литом, то есть исходном состоянии поликристаллические образцы сплавов системы Ni-Mn-Ga являются достаточно хрупкими и подвержены разрушению при термоциклировании с переходом через температуру мартенситного превращения. Чтобы избежать этого, сплавы подвергаются дополнительному легированию и/или деформационной обработке. В данной работе представлены результаты исследования сплавов системы Ni-Mn-Ga, легированных Fe и подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КГД).

В работе изучали влияние ИПД кручением и последующего двухчасового отжига на структуру и твердость сплавов серии $\text{Ni}_{2,23-x}\text{Fe}_x\text{Mn}_{0,77}\text{Ga}$ ($x=0.04-0.06$). Результаты измерений микротвердости представлены на рисунке 1.

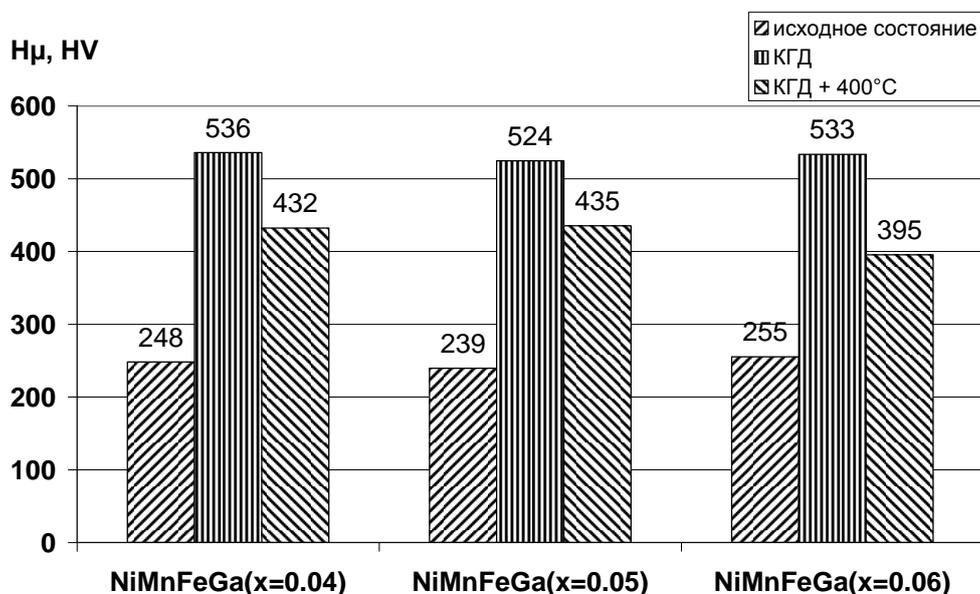


Рис. 1 Микротвердость сплавов серии $Ni_{2.23-x}Fe_xMn_{0.77}Ga$ ($x=0.04-0.06$) в исходном литом состоянии, после ИПД и после отжига при $400^{\circ}C$ в течение 2 часов.

На представленной на рисунке 1 диаграмме видно, что все сплавы в исходном состоянии практически одинаковую микротвердость в интервале от 239 до 255 HV. Такая твердость типична для сплавов системы Ni-Mn-Ga. После интенсивной пластической деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением в сплавах микротвердость сплавов возрастает в 2 и более раза до 536 HV, 524 HV и 533 HV для сплавов с содержанием Fe 0.04, 0.05 и 0.06 атомных долей, соответственно. Это говорит о том, что в результате ИПД произошел сильный наклеп и увеличение внутренних напряжений в материале. После отжига образцов при температуре $400^{\circ}C$ в течение 2 часов наблюдается снижение микротвердости материалов на 20% в результате начала процессов рекристаллизации и возврата.

Таким образом, полученные результаты позволяют сделать следующие выводы:

- Интенсивная пластическая деформация методом КГД сплавов серии $Ni_{2.23-x}Fe_xMn_{0.77}Ga$ ($x=0.04-0.06$) приводит к упрочнению материала в среднем в 2 раза.
- Отжиг деформированного образца при температуре $400^{\circ}C$ в течение 2 часов приводит к снижению микротвердости на величину около 20%.

Работа проведена при поддержке гранта РФФИ №14-02-31699-мол а.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ ВО ВРЕМЯ ОТЖИГА

Абрамова А.Н., Викарчук А.А., Мерсон Д.Л., Дорогов М.В., Тюрков М.Н.,
Грызунов А.М., Козлов А.Ю.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ang-aan@yandex.ru

Специфические нано- и микрообъекты, в частности с пентагональной симметрией привлекают внимание ученых всего мира. Ежегодно появляется большое число научных работ по синтезу и исследованию свойств таких объектов. Большой научный и практический интерес представляют икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) меди, поскольку они имеют необычную структуру и уникальные свойства [1].

В данной работе ИМЧ меди микронных размеров (рис. 1) получали методом электроосаждения металла на сетчатый металлический носитель с размером ячейки 40 мкм.

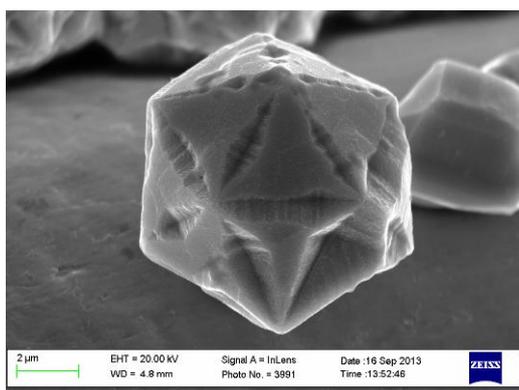


Рис. 1 ИМЧ меди, полученная методом электроосаждения

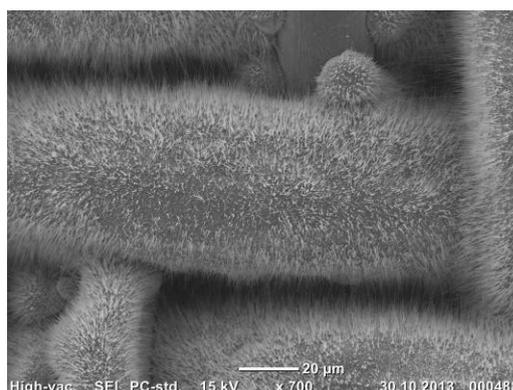


Рис. 2 Нановискерные структуры CuO

Электроосаждение меди проводили в потенциостатическом режиме при катодном перенапряжении -45 мВ в течение 15 минут с помощью потенциостата-гальваностата типа «Эллинс». Более подробно технология электроосаждения описана в работе [2]. Температуру отжига ИМЧ подбирали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью DSC X EXSTAR 7000. Идентификация пиков выделенных энергий, связанных с фазовыми и структурными превращениями, протекающими в ИМЧ при их отжиге в реакционных и инертных атмосферах, проводили с использованием рентгеновского дифрактометра XRD 7000 и сканирующих электронных микроскопов JEOL JCM 6000 и Carl Zeiss Sigma.

По результатам проведенных исследований установлено, что состав газовой атмосферы и время отжига существенно влияет на морфологию поверхности, строение и свойства частиц.

Выявлено, что нановискерные структуры (рис. 2) из оксида меди CuO получают в кислородсодержащей атмосфере и только в определенном интервале температур [3, 4]. Образование же пористой структуры (рис. 3) возможно как в вакууме, так на воздухе, и в инертной среде.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.B25.31.0011.

[1] Gryaznov V.G., Heidenreich J., Karpelov A.M. et al. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // *Crystal Research and Technology*. 1999. V. 34, №9. P. 1091 – 1119.

[2] Викарчук А.А., Ясников И.С. Структурообразование в наночастицах и кристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации металлов // Издательство Тольяттинского государственного университета. 2006.

[3] А.Н. Абрамова, М.В. Дорогов, S. Vlassov, I. Kink, Л.М. Дорогин, R. Löhms, А.Е. Романов, А.А. Викарчук Нановискеры оксида меди: методика получения, особенности структуры и механические свойства // *Materials Physics and Mechanics* 19 (2014) 88 – 95.

[4] Викарчук А.А., Дорогов М.В., Довженко О.А. Структура и механизмы роста вискеро́в на поверхности икосаэдрических малых частиц меди в процессе их отжига // *Вектор науки ТГУ*. № 3 (21). 2012. С. 15 – 18.

МОДИФИКАЦИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ Ст3 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСКОРЯЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ХРОМА

Воробьёв В.Л.¹, Быков П.В.¹, Баянкин В.Я.¹, Буреев О.А.²

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

²Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия
Vasily_L.84@mail.ru

Эксплуатационные свойства металлов и сплавов (износостойкость, циклическая усталость и др.) определяются структурно-фазовым состоянием приповерхностных слоев и их можно значительно улучшить путем модифицирования поверхности. Как известно для поверхностной обработки металлов и сплавов используется метод ионной имплантации [1-2]. Важнейшей особенностью этого метода, в отличие от других методов ионно-вакуумной обработки, является минимальное изменение геометрических размеров изделия, возможность обработки при низкой температуре, что обеспечивает во многих случаях исключение коробления изделия. Однако трудность применения метода ионной имплантации связана с недостаточной изученностью процесса связи параметров имплантируемых ионов (энергия, плотность ионного тока, доза облучения) с их концентрацией в твердом теле, а также с отсутствием методик выбора технологических режимов обработки. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияния ускоряющего напряжения (20, 30, 40 кВ) в процессе импульсного облучения ионами Cr⁺ на состав и структуру приповерхностных слоёв, микротвёрдость и морфологию поверхности углеродистой стали Ст3.

В результате исследования установлено уменьшение максимума концентрации ионно-легированного хрома от 22 до 13 ат.% с увеличением ускоряющего напряжения. Выявлено формирование в приповерхностных слоях оксидов Cr₂O₃, CrO₂, CrO₃ и FeO, Fe₂O₃, содержание которых с увеличением ускоряющего напряжения уменьшается, что обусловлено ростом температуры образцов и более интенсивным распылением. Показано увеличение твердости приповерхностного слоя глубиной 250 нм на 20% после облучения с ускоряющим напряжением 20 кВ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН №12-П-2-1040.

[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.

ИОННАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Cu-Mn

Воробьёв В.Л.¹, Бакиева О.Р.¹, Колотов А.А.¹, Гильмутдинов Ф.З.¹

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

Vasily_L.84@mail.ru

Сплавы на основе 3d- металлов являются наиболее широко применяемыми материалами. Формирование оксидных состояний в поверхностных слоях и границах раздела этих сплавов – один из наиболее существенных факторов, влияющих на их эксплуатационные свойства. При этом химический состав, тип химической связи и атомное

строение оксидных пленок являются определяющими характеристиками свойств самих пленок, так и материала в целом. Одним из наиболее чистых и контролируемых методов получения тонких оксидных пленок на поверхности 3d- металлов является метод имплантации кислорода в условиях высокого вакуума. При этом в зависимости от параметров имплантации существует возможность получения различных оксидов на разных глубинах.

Методом рентгеноэлектронной спектроскопии исследованы закономерности формирования химического состава сверхтонких поверхностных слоев сплава Cu-Mn при облучении ионами кислорода в импульсно-периодическом режиме с различными параметрами облучения. Изучены профили распределения и химическое состояние элементов сплава в ионно-имплантированных слоях в зависимости от дозы облучения.

Проведены сравнительные исследования химического состава и атомной структуры тонких оксидных пленок, сформированных на поверхности сплава Cu56Mn44 при температурах до 350 °С до и после облучения ионами аргона ($E=30$ кэВ, $D=5 \cdot 10^{16}$ и 10^{17} ион/см²). Предварительная ионная бомбардировка стимулирует обогащение поверхностных ~30 нм слоев марганцем, а также способствует увеличению глубины проникновения кислорода при последующем окислении при температурах до 350 °С, по сравнению с необлученным состоянием. Обнаружено селективное окисление марганца.

Методом EELFS определены параметры локальной атомной структуры сверхтонких поверхностных слоёв (~3-4 нм) сплава Cu56Mn44, модифицированных ионами кислорода, а также оксидных плёнок, полученных окислением поверхности после имплантации ионов аргона.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ №14-02-31488 и Программы Президиума РАН №12-П-2-1013.

ПОЛУЧЕНИЕ БЫСТРОЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ПРОМЫШЛЕННОГО СПЛАВА Al-Mg-Mn

**Ермаков А.В.¹, Елистратова Е.Н.¹, Попцов М.Е.¹, Бродова И.Г.², Овсянников Б.В.³,
Семовских С.В.³, Гусев Д.В.³**

¹*ЗАО «УРАЛИНТЕХ», г. Екатеринбург, Россия*

²*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

³*ОАО КУМЗ г. К.-Уральский, Россия*

Сплав марки АА5083 (AlMg4,5) - высокопрочный труднодеформируемый алюминиевый сплав, применяемый в ответственных отраслях промышленности: авиационной, космической, автомобильной и др. Сплав обладает хорошим сочетанием прочностных, коррозионных и усталостных свойств. В то же время при производстве полуфабрикатов из сплава АА 5083 существуют проблемы, связанные с неоднородностью материала при кристаллизации слитка (ярко выраженная дендритная ликвация). Это ухудшает механические свойства и тем самым снижает способность материала к деформации при обработке давлением.

Одним из эффективных способов решения проблемы и повышения технологичности сплава АА5083 является использование метода высокоскоростной кристаллизации расплава на вращающемся металлическом барабане. Такая технология реализована на ЗАО «УРАЛИНТЕХ».

Кристаллизация при высоких скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} 10^4-10^5$ °С/с) и больших степенях переохлаждения обеспечивает измельчение зерна, увеличение предела растворимости легирующих элементов в α -Al твердом растворе, повышение дисперсности

интерметаллидов кристаллизационного происхождения, по сравнению с традиционными способами литья.

Полученные ленты толщиной 0,1 - 0,5 мм из сплава AA5083 методом обладают высокой технологической пластичностью и прочностью.

Проведён анализ влияния технологических параметров процесса кристаллизации лент на их структуру. Установлены основные режимы кристаллизации, при которых наблюдается максимальный эффект измельчения зеренной структуры и интерметаллидной фазы кристаллизационного происхождения.

С увеличением скорости охлаждения расплава от 2×10^4 до 10^6 град/с уменьшается толщина лент до 0,1 – 0,15 мм и возрастает дисперсность зеренной структуры и интерметаллидов. Положительное влияние на дисперсность интерметаллидов, размер которых не превышает 200 нм, оказывает перегрев расплава над температурой ликвидус ($\Delta T=90^\circ$) перед кристаллизацией. Материал приобретает высокую твердость ($H_v = 800$ МПа).

Опробована технологическая возможность получения полуфабриката высокой плотности из лент методом прессования. Реализация эффекта дисперсионного твердения при дальнейшей термомеханической обработке слитка позволяет получить материал с ультрамелкодисперсной структурой, обладающий высокой прочностью и термической стабильностью за счёт выделения наночастиц - интерметаллидов по границам зёрен.

По экспериментальной технологии была изготовлена опытная партия лент, из которых на КУМЗ были отпрессованы прутки \varnothing 65, 74, 10,5 и 11,2 мм. Прутки уже в исходном состоянии имели высокий комплекс механических свойств ($\sigma_b=340-350$ МПа, $\sigma_{0,2}=220-230$ МПа, $\delta=15-19\%$). После старения прочностные свойства сплава повысились до $\sigma_b=380-390$ МПа, $\sigma_{0,2}=340-350$ МПа, $\delta=15-19\%$ при относительном удлинении, $\delta=9-13\%$.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы интеграционных проектов фундаментальных исследований УрО РАН (проект №12-И- 2-2031).

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТИТАНА ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

Клопотов А.А.^{1,2}, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Потеев А.И.², Громов В.Е.⁴

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

⁴Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

klopotovaa@tsuab.ru

Введение диборида титана (TiB_2) в качестве дисперсных упрочняющих частиц позволяет получать материалы с поверхностными слоями, обладающими высокими физико-механическими характеристиками благодаря его уникальным свойствам. Диборид титана по сравнению с другими диборидами переходных металлов IV-VI групп обладает наибольшей жесткостью решетки, что обеспечивает его высокую твердость и температуру плавления. Кроме того, присущие дибориду титана низкий удельный вес и высокая химическая стабильность, делают его одним из наиболее перспективных материалов при создании деталей с высокой износо- и термостойкостью. Сильные ковалентные связи, характерные для TiB_2 , обуславливают его низкую пластичность и невысокую прочность на изгиб и разрыв, что в значительной степени ограничивает его применение в качестве конструкционной керамики. Поэтому в настоящее время весьма актуальным представляется поиск путей создания композиционных материалов с пластичными матрицами, армированных частицами диборида титана.

Цель настоящей работы – выявление закономерностей формирования наноструктуры в поверхностном слое технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное легирование и последующее облучение электронным пучком.

Легирование поверхностного слоя осуществляли путем воздействия плазмы, формирующейся при электрическом взрыве углеграфитового волокна, на поверхность которого в область взрыва помещали навеску порошка диборида титана TiB_2 . Режим электровзрывного легирования образцов технически чистого титана ВТ1-0: поглощаемая плотность мощности $5,5 \text{ ГВт/м}^2$ (зарядное напряжение 2,2 кВ), диаметр сопла 20 мм, расстояние образца от среза сопла 20 мм, масса углеграфитовых волокон 70 мг, масса порошковой навески 50 мг. Дополнительное импульсное плавление модифицированного слоя осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛЮ» (ИСЭ СО РАН) по режимам: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов (45–60) Дж/см^2 , длительность и количество импульсов воздействия 100 мкс, 10 имп.; 200 мкс, 20 имп., частота следования импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$; облучение проводили в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па. Данные режимы обеспечивали плавление поверхностного слоя и закалку из расплава со скоростями до 10^6 К/с . Исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры модифицированного слоя осуществляли методами сканирующей и электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа; физико-механические свойства поверхностного слоя изучали, измеряя микротвердость, износостойкость, коэффициент трения, определяя модуль Юнга.

В результате выполненных исследований выявлено формирование многофазной субмикро- и наноразмерной градиентной структуры, основными фазами которой являются $\alpha\text{-Ti}$, TiC , TiB_2 , Ti_3B_4 , C и B_8C . После электровзрывного легирования суммарная объемная доля вторых фаз 83 %, после дополнительной обработки электронным пучком – 50 %. Поверхностный слой имеет структуру дендритного типа (рис. 1, а, в). Индексирование микроэлектроннограмм дает основание сказать, что дендритные оси сформированы карбидом титана состава TiC , а междендритные пространства α -титаном. В структуре α -титана на дислокациях обнаружены наноразмерные (8...10 нм) частицы соединения B_8C .

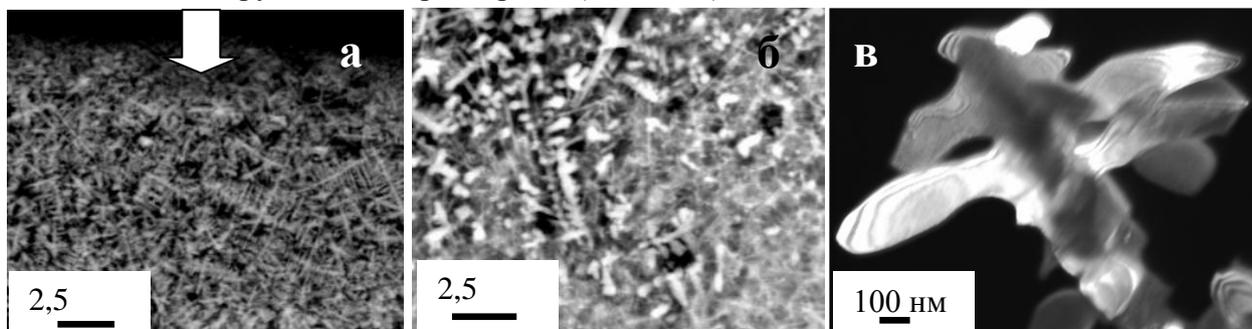


Рис. 1. Структура поперечного сечения образца технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке (45 Дж/см^2 , 100 мкс, 10 имп.); а, б – сканирующая; в – просвечивающая электронная микроскопия; в – темное поле, полученные в рефлексах $[101]\alpha\text{-Ti} + [002]TiC$ (Стрелками на (а) обозначена поверхность обработки).

Слой, прилегающий к подложке, имеет зеренно-субзеренную структуру (рис. 1, б). Карбид титана имеет преимущественно глобулярную морфологию, размеры частиц изменяются в пределах от 50 нм до 150 нм (рис. 2, а, б). Частицы борида титана состава TiB также имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах от 50 нм до 100 нм. Частицы боридов титана состава TiB_2 , Ti_2B_5 и Ti_3B_4 более дисперсны, размеры их изменяются в пределах от 5 нм до 15 нм (рис. 2, в). Как правило, частицы данных боридов располагаются на дислокациях, границах ячеек, фрагментов и субзерен.

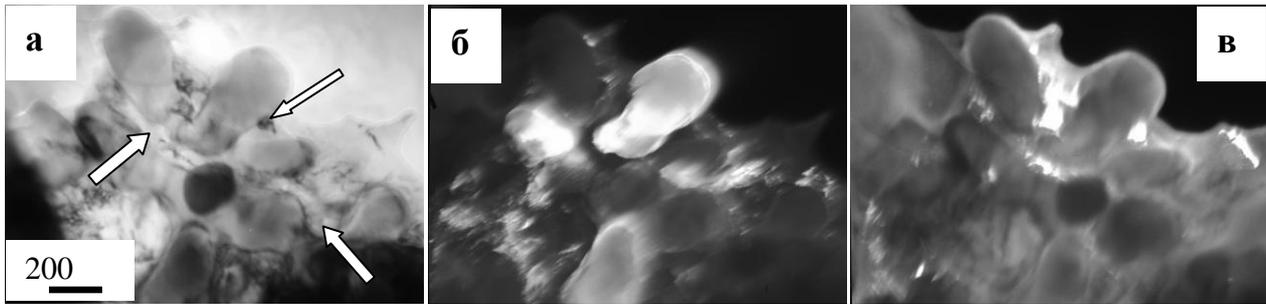


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному легированию и последующему облучению высокоинтенсивным электронным пучком по режиму 45 Дж/см^2 ; 100 мкс; 10 имп.; $0,3 \text{ с}^{-1}$. Слой, расположенный на глубине $\sim 50 \text{ мкм}$; а – светлое поле; б, в – темные поля, полученные в рефлексах $[022]\text{TiC}$ (б) и $[100]\text{TiB}_2 + [111]\text{TiC} + [100]\alpha\text{-Ti}$ (в); на (а) стрелками указаны включения TiB_2 .

Таким образом, изложенные результаты, полученные при исследовании элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному науглероживанию с навеской порошка диборида титана и последующему облучению высокоинтенсивным электронным пучком, показывают, что применяемая комплексная обработка позволяет получить многофазные, наноструктурированные поверхностные слои. Модифицированный поверхностный слой характеризуется высоким уровнем микротвердости, в ~ 10 раз превышающей величину микротвердости исходного состояния (при толщине упрочненного слоя $\sim 100 \text{ мкм}$) и износостойкости, в $\sim 8,2$ раза превышающей износостойкость титана в исходном состоянии, а также коэффициентом трения, значение которого в $\sim 1,2$ раза ниже коэффициента трения титана в исходном состоянии.

Исследования выполнены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 13-08-98084-р-сибирь-а).

МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЗОТИСТОГО Fe-Ni(Mn)-Cr АУСТЕНИТА

**Козлов К.А., Шабашов В.А., Ляшков К.А., Катаева Н.В.,
Литвинов А.В., Печеркина Н.Л.**

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

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 сплавов $Fe-XNi$ (x , ат.% = 6...20) и $Fe-XMn$ (x , ат.% = 4...10) а азотсодержащей добавки – нитридов хрома.

Методом трансмиссионной мёссбауэровской спектроскопии и электронной микроскопии установлено, что при механоактивации в смесях порошков сплавов $Fe-XNi$ ($X = 6, 8, 12, 20$) и $Fe-XMn$ ($X = 4, 7, 9, 10$) с 20 масс.% CrN происходит формирование ОЦК и ГЦК твердых растворов $Fe-XNi-Cr-N$ и $Fe-XMn-Cr-N$. Количество вновь образованного азотистого аустенита возрастает с увеличением содержания никеля и марганца в исходной матрице сплавов.

Отжиги при 700-730⁰С в течение 1-5 ч МС образцов Fe-Ni-Cr-N 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. Сделан 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.

Специфика синтеза сплавов $Fe-Mn-Cr-N$ заключается в активном участии процессов расслоения твердых растворов по марганцу, следствием которого является необходимость повышения температуры отжига до 800⁰С для завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода.

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.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Сафаров И.М.¹, Галеев Р.М.¹, Сергеев С.Н.¹,
Корзников А.В.¹, Гладковский С.В.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа

²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

ilfat@anrb.ru

При разработке новых нефтяных и газовых месторождений в условиях вечной мерзлоты приходится учитывать большое количество факторов, в том числе опасность внезапного разрушения сталей при низких температурах, т.к. для сталей, как и другим металлам с ОЦК решеткой, свойственен эффект вязко-хрупкого перехода при отрицательных температурах [1]. Решение этой ключевой задачи возможно либо за счет разработки более легированных и, соответственно, более дорогих новых сталей, либо разработка новых способов повышения эксплуатационных свойств, в том числе ударной вязкости, в традиционно используемых в этой области промышленности низкоуглеродистых сталях. Одним из таких способов является повышение прочности и ударной вязкости за счет получения ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структуры в низкоуглеродистых сталях [2,3]. Это направление является весьма актуальным и перспективным, но, поскольку вопросы влияния УМЗ структур и морфологии второй фазы в УМЗ структуре на ударную вязкость пока еще изучены недостаточно, требуется проведение широкого круга детальных исследований в данной области.

Именно в таком контексте и было проведено исследование формирования структуры и эволюции фазового состава низкоуглеродистой 12ГБА при интенсивной тепловой пластической деформации и изучено влияние полученной УМЗ структуры на прочностные характеристики и ударную вязкость этой стали.

Исходное состояние, полученное горячей прокатки, и с феррито-перлитной структурой, подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) в температурном интервале 700-500°C. Состояние, полученное из исходного закалкой в воду с 900 °С и последующим отпуском при 550 °С в течение одного часа, подвергали ИПД в температурном интервале 650-450°C.

Показано, что исходные колонии перлита в результате всесторонней изотермическойковки не растворяются, при этом наблюдается уменьшение межпластинчатого расстояния и частичная фрагментация пластин цементита с их последующей сфероидизацией по границам колонии. В тоже время, если в исходном состоянии присутствуют мелкие карбиды вместо пластинчатого цементита, в процессе деформации наблюдается частичное растворение карбидов и их равномерного распределения по образцу (рис. 1).

Установлено, что после ИПД в обоих состояниях формируется УМЗ структура равноосного типа со средним размером зерен и субзерен 0,3-0,4 мкм. Полученные структуры отличаются морфологией карбидных частиц и долей малоугловых границ (МУГ) (Рис.1). Так, в состоянии с пластинчатым перлитом, доля МУГ составила 63%, а в состоянии со сферическим цементитом доля МУГ – 48%.

В обоих УМЗ состояниях наблюдается резкое повышение предела текучести и прочности со снижением пластичности. При этом в УМЗ состоянии с равномерно распределенными карбидными частицами прочностные характеристики выше на 250-310 МПа, чем в стали с пластинчатым цементитом.

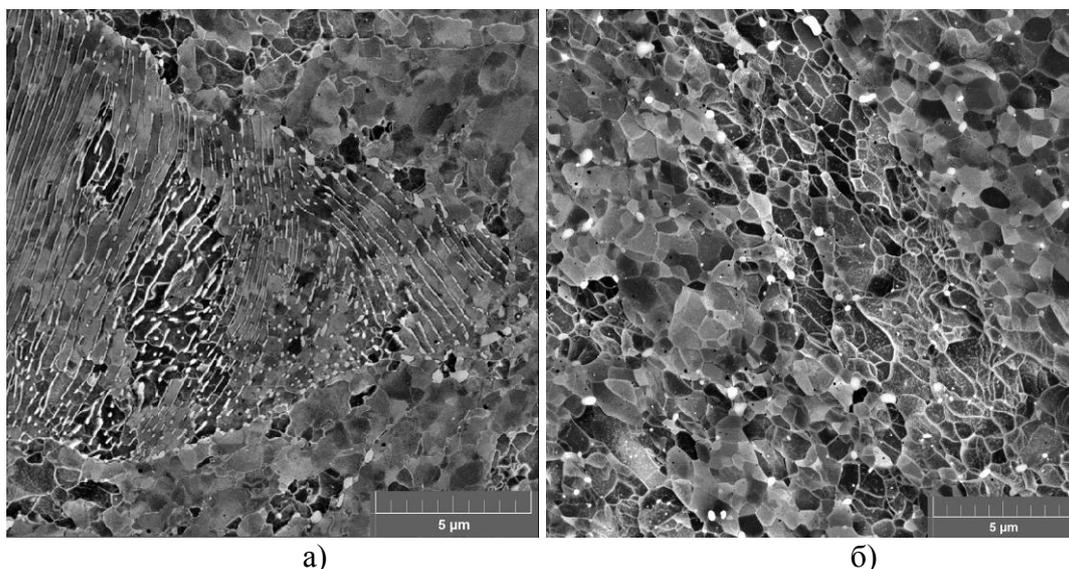


Рис.1. Структура стали 12ГБА после всесторонней изотермическойковки: а) в температурном интервале 700-500°C; б) в температурном интервале 650-450°C.

Наиболее высокие значения ударной вязкости наблюдались в стали с УМЗ структурой со сферическим цементитом. Температура вязко-хрупкого перехода в УМЗ состояниях сместилась в сторону более низких температур, а интервал вязко-хрупкого перехода расширился.

[1] Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.

[2] Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА. ФММ, 2012, Т. 113, № 10, С.1055-1060.

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

НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ЛАЗЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

Макаров А.В.^{1,2}, Соболева Н.Н.¹, Юровских А.С.³, Малыгина И.Ю.¹

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
natashasoboleva@list.ru

Известно, что разрушение большинства деталей начинается с поверхности. Эффективным способом увеличения надежности и долговечности деталей различного оборудования и инструмента является наплавка их износостойкими сплавами. В настоящее время широкое применение находят покрытия системы NiCrSiB, обладающие хорошими характеристиками в условиях абразивного износа, коррозии и повышенных температур [1, 2]. Среди различных методов получения износостойких покрытий на поверхности деталей лазерная наплавка имеет преимущества. В этом процессе тонкий поверхностный слой основного металла оплавляется лазерным лучом совместно с присадочным материалом [3]. Лазерную наплавку характеризует высокая скорость охлаждения за счет локальности нагрева и интенсивного теплоотвода вглубь детали, возможность выборочной наплавки небольшой области детали и др. [4]. Лазерная наплавка обеспечивает хорошее металлургическое сцепление, низкое коробление деталей, что трудно достижимо другими методами поверхностного упрочнения [5].

Важно отметить, наплавленные слои характеризуются значительной шероховатостью поверхности, что в настоящее время устраняется шлифованием абразивными кругами. Шлифование часто не обеспечивает необходимых поверхностных свойств деталей, формируя опасные растягивающие напряжения в поверхностном слое и способствуя появлению «прижогов» и микротрещин. Использование интенсивного поверхностного деформирования в качестве финишной обработки является перспективным способом повышения прочности и износостойкости поверхности деталей. Ожидается, что применение технологии интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД) в качестве финишной обработки покрытий позволит устранить многие недостатки шлифования. Однако применение этого способа дополнительной обработки поверхности хромоникелевых покрытий слабо изучено. Перспективным представляется использование в качестве финишной обработки NiCrBSi лазерных покрытий такого способа ИППД как фрикционная обработка (ФО) скользящими инденторами [6].

В данной работе ФО проводили полусферическими инденторами из мелкодисперсного кубического нитрида бора, вольфрамо-кобальтового твердого сплава ВК-8 и природного алмаза в различных смазочно-охлаждающих технологических средах СОТС (смазочно-охлаждающей жидкости СОЖ, окислительной воздушной среде и безокислительной среде аргона). Материалом для покрытий служил порошок ПГ-СР2 (0,48% С; 14,8% Cr; 2,6% Fe; 2,9% Si; 2,1% В; остальное – Ni).

Установлено, что фрикционная обработка покрытия ПГ-СР2 индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора на воздухе при коэффициенте трения $f=0,25$

формирует наноструктурированный поверхностный слой толщиной 5-7 мкм (рис. 1). При этом фрикционная обработка обеспечивает дополнительное эффективное упрочнение поверхности покрытия (от $HV_{0,025}=570$ до $HV_{0,025}=855$) при общей глубине упрочненного слоя 100 мкм (рис. 2), создание низкой шероховатости поверхности ($Ra=60$ нм) и благоприятных сжимающих остаточных напряжений (-400 МПа), а также рост сопротивления поверхности контактному механическому воздействию (на что указывают данные микроиндентирования).

Фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-СР2 не только повышает микротвердость, но и способствует росту на 20% абразивной износостойкости, что проявляется в снижении интенсивности и удельной работы абразивного изнашивания при испытании по закрепленному абразиву кремню. Обеспечивается также существенное (4 и более раз) снижение интенсивности изнашивания покрытия ПГ-СР2 в условиях адгезионного изнашивания (трение скольжения без смазки по стали Х12М) и граничного трения (при трении скольжения со смазкой по стали Х12М) после фрикционной обработки. Рост износостойкости связан с тем, что сильное диспергирование структуры и упрочнение покрытия фрикционной обработкой приводят к устранению периода приработки, при которой происходит наиболее интенсивное изнашивание, а также к замедлению разрушения материала в период его установившегося изнашивания [7].

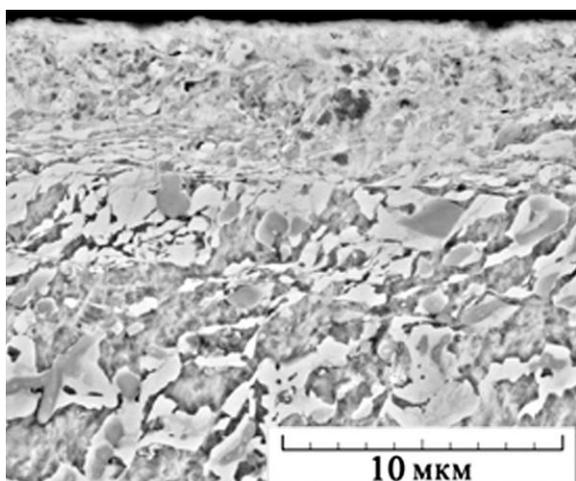


Рис. 1. Микроструктура поперечного шлифа покрытия ПГ-СР2 после фрикционной обработки

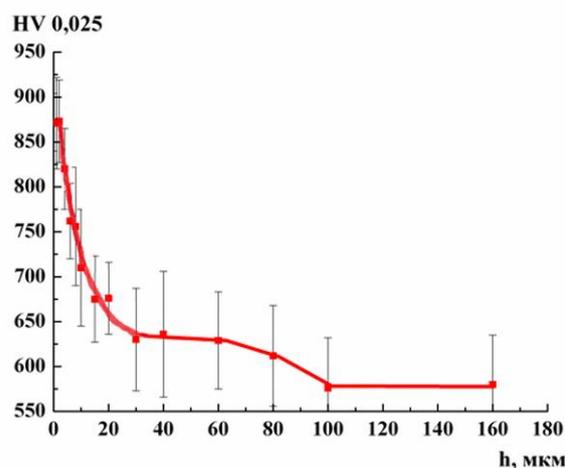


Рис. 2. Изменение микротвердости $HV_{0,025}$ по глубине h поверхностного слоя покрытия ПГ-СР2 после фрикционной обработки

Таким образом, наноструктурирующая фрикционная обработка скользящим индентором хромоникелевого покрытия обеспечила одновременно дополнительное повышение прочностных и трибологических свойств, формирование благоприятных сжимающих напряжений в поверхностном слое, а также низкую шероховатость поверхности.

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

[1] Gurumoorthy K., Kamaraj M., Prasad Rao K., Sambasiva Rao A., Venugopal S. Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy. *Material Science and Engineering A*. 2007. Vol. 456. P. 11-19.

[2] González R., Cadenas M., Fernández R., Cortizo J.L., Rodríguez E. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser. *Wear*. 2007. Vol. 262. P.301-307.

[3] Tobar M.J., Álvarez C., Amado J.M., Rodríguez G., Yáñez A. Morphology and characterization of laser clad composite NiCrBSi=WC coatings on stainless steel. *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 200. P. 6313-6317.

[4] Huang S.W., Samandi M., Brandt M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. *Wear*. 2004. Vol. 256. P. 1095-1105.

[5] Ming Q., Lim L.C., Chen Z.D. Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys. Surface and Coatings Technology. 1998. Vol. 106. P. 174-182.

[6] Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей. В кн. Перспективные материалы. Том IV: Учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. Тольятти: ТГУ. 2011. 434 с. Глава 3. С. 123-208.

[7] Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2013. №4. С. 79-85.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 50, УПРОЧНЕННОЙ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Саврай Р.А.¹, Макаров А.В.^{1,2}, Малыгина И.Ю.¹, Давыдова Н.А.¹

¹*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
ras@imach.uran.ru

Для многих изделий машиностроения обеспечение их работоспособности и долговечности в заданных условиях эксплуатации достигается путем использования производственно-технологических процессов изготовления материалов, деталей и узлов с заданными физико-механическими и прочностными свойствами. Например, широко используются различные способы обработки поверхности, которая во многих случаях, например при эксплуатации изделий в условиях циклического нагружения, играет определяющую роль в обеспечении их работоспособности. Однако упрочнение поверхности в зависимости от способа воздействия на нее может сопровождаться нежелательными побочными явлениями (например, снижением пластичности и увеличением склонности к разрушению). Эффективным способом устранения недостатков, присущих тому или иному способу поверхностного упрочнения деталей, является использование комбинированных методов обработки, включающих в себя воздействие на обрабатываемую поверхность нескольких факторов. К таким обработкам можно отнести комбинированную деформационно-термическую обработку, сочетающую поверхностное упрочнение методом интенсивного пластического деформирования и последующее термическое воздействие, улучшающее пластические свойства предельно упрочненного материала.

В докладе представлены изложенные в работах [1-2] результаты исследований особенностей деформирования и разрушения при статическом и циклическом растяжении закаленной стали 50 (0,51 % С), подвергнутой комбинированной деформационно-термической обработке по оптимальному режиму, включающему фрикционную обработку с последующим отпуском при температуре 350 °С. Показано, что комбинированная наноструктурирующая обработка закаленной стали 50 формирует качественную поверхность с низкой шероховатостью, повышенной микротвердостью (1000 HV0,025) и способностью выдерживать значительные контактные нагрузки без пластического деформирования. По сравнению с обычной термической обработкой (закалка + отпуск при 350 °С) данная комбинированная обработка не оказывает существенного влияния на механические свойства при испытаниях на растяжение, однако изменяет характер развития пластического течения материала при деформировании в условиях статического и циклического нагружения, делая его более равномерным. При статическом растяжении деформационно-термическая обработка приводит к исчезновению площадки

текучности на кривой нагружения и, соответственно, к более равномерному течению образца на начальном этапе пластического деформирования.

В условиях циклического растяжения на поверхности образцов из стали 50, подвергнутых термической обработке (закалка + отпуск при 350°C), наблюдается деформационный рельеф (рис. 1а), обусловленный действием в объеме материала сдвиговых и поворотных мод деформации (образуются мезовихри – рис. 1в) и связанных с ними зигзагообразных сдвигов – мезополос локализованной деформации, распространяющихся по сопряженным направлениям максимальных касательных напряжений и приводящих к образованию протяженных усталостных трещин (рис. 1г). В результате комбинированной деформационно-термической обработки происходит подавление образования при «жестком» циклическом нагружении деформационного макрорельефа (рис. 1б), а возникают только обусловленные действием нормальных напряжений трещины (рис. 1д), количество которых увеличивается с ростом числа циклов нагружения. При этом упрочненный наноструктурированный поверхностный слой не разрушается полностью на протяжении всего процесса усталостного нагружения и сохраняет повышенную способность сопротивляться механическому контактному воздействию, о чем свидетельствуют результаты микроиндентирования (рис. 2).

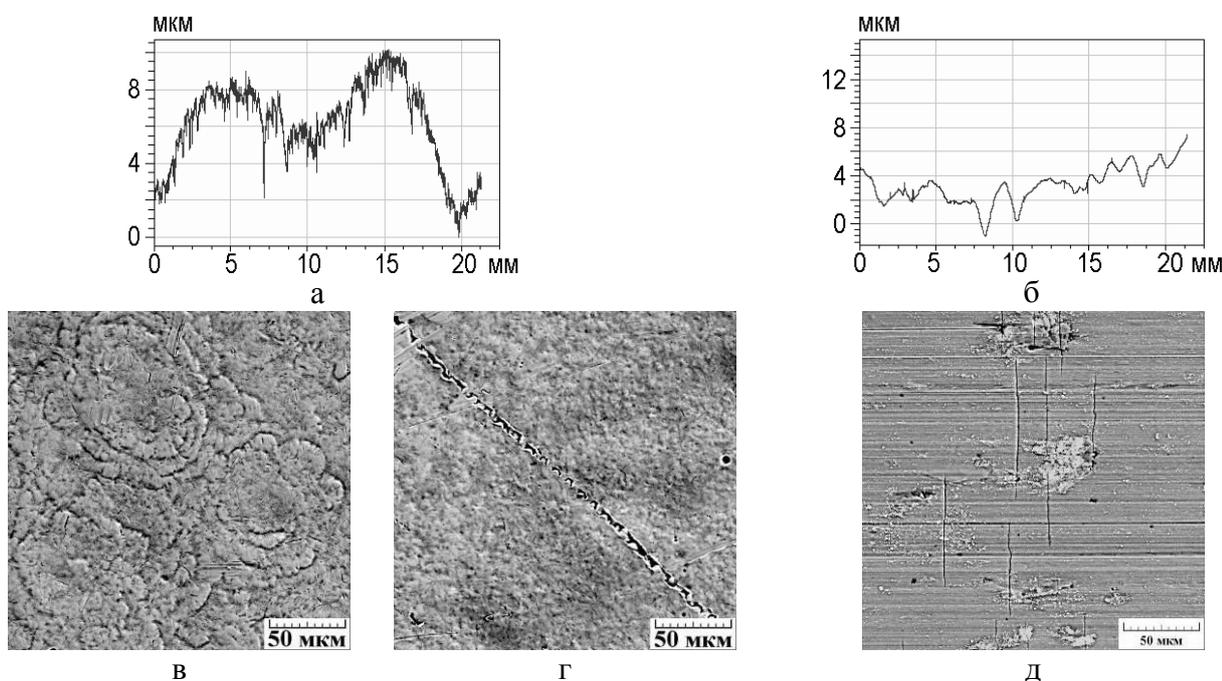


Рис. 1. Профилограммы поверхности вдоль оси нагружения (а, б) и электронные микрофотографии поверхностей образцов из стали 50 после термической обработки (закалка + отпуск при 350°C) (а, в, г) и деформационно-термической обработки (ФО + отпуск при 350°C) (б, д), подвергнутых циклическому нагружению (отнулевое растяжение с контролем по деформации) с числом циклов $N=200$ (а, б), $N=50$ (в, д) и $N=900$ (г)

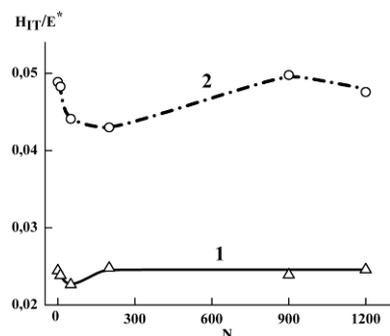


Рис. 2. Влияние числа циклов нагружения N на удельную контактную твердость (отношение твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_T к модулю контактной упругости E^*) при микроиндентировании поверхности стали 50:

1 – после термической обработки (закалка + отпуск при 350°C);

2 – после комбинированной деформационно-термической обработки закаленной стали (ФО + отпуск при 350°C)

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-П-1-1027 (по программе Президиума РАН № 25).

[1] Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 1. С. 5-20.

[2] Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А., Коган Л.Х., Юровских А.С., Колобылина Ю.М., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на особенности электромагнитного контроля усталостной деградации закаленной конструкционной стали // Дефектоскопия. 2013. № 12. С. 22-40.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОВИСКЕРНЫХ СТРУКТУР ОКСИДА ЖЕЛЕЗА

Шафеев М.Р., Денисова А.Г, Грызунова Н.Н., Тюрков М.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
gryzunova-natalja@yandex.ru

В настоящее время особый интерес вызывают методы получения вискерных структур из различных металлов и оксидов металлов. Например, известны работы [1 – 2], в которых описываются способы получения нановискеров оксида меди путем термической обработки электроосажденных частиц и покрытий в воздушной атмосфере.

В данной работе тот же метод термообработки был применен для получения вискерных структур оксида железа на поверхности нержавеющей стали.

В качестве основы для получения нановискерных структур использовали микросетку из нержавеющей стали марки 12Х18Н10. Изменения морфологии поверхности и рентгеноспектральный анализ проводились с применением электронной микроскопии (Carl Zeiss Sigma).

Отжиг сетки проводился в печи СНОЛ 12-В в кислородосодержащей среде при температуре от 700 °С до 1000°С с интервалом 50 °С в течение 2 часов. Оказалось, что температурах 800 – 850 °С на поверхности микросетки формировались многочисленные вискеры длиной до 9 мкм (рис. 1 а), толщина которых была от 60 до 100нм.

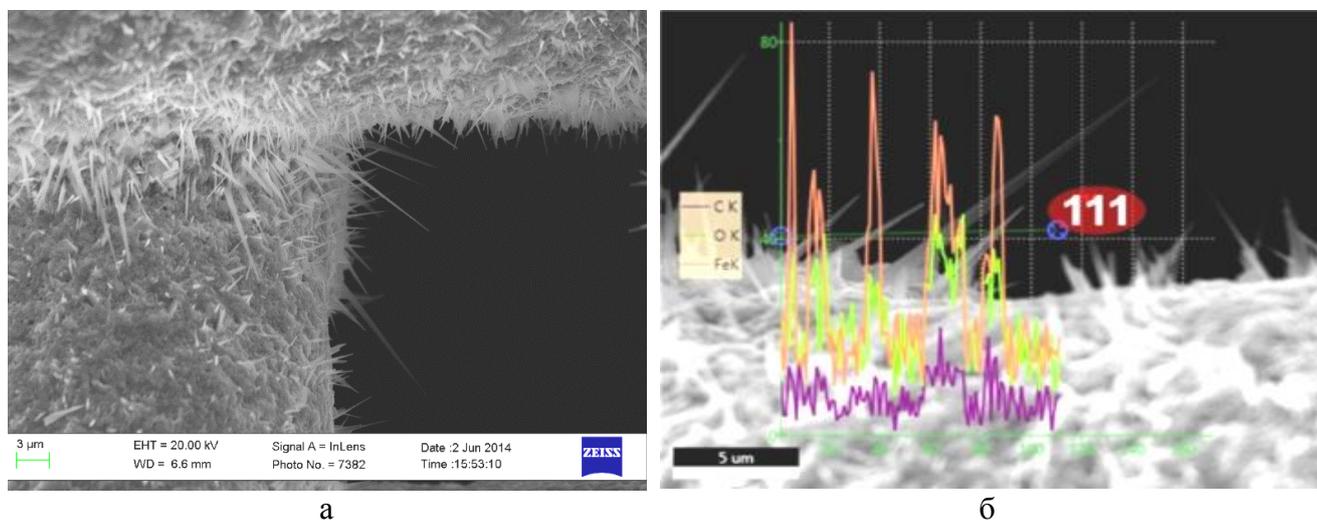


Рисунок 1 – Нановискеры оксида железа (а); рентгеноспектральный анализ нановискерных структур на поверхности микросетки

Локальный и линейный рентгеноспектральный анализ показал, что в состав нановискеров входит железо и кислород, что позволяет утверждать об образовании структур оксида железа.

Таким образом, при отжиге стальной сетки в кислородсодержащей среде при определенных температурах можно осуществить изменение морфологии и фазового состава поверхности сетки, в частности сформировать «лес» нановискеров.

Нановискерные структуры оксида железа обеспечивают увеличение удельной поверхности сетки на порядок, что позволяет ее использовать в качестве цельнометаллических катализаторов. Например, в процессах производства аммиака, а также при дегидрировании ароматических углеводородов.

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

- [1] Викарчук А.А., А.Е. Романов Физические основы получения принципиально новых катализаторов на основе меди // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. Т.11. № 1. 2014. С. 87 – 98.
- [2] Викарчук А.А., Власенкова Е.Ю., Грызунова Н.Н. Получение металлических нанобъектов методом термической обработки пентагональных частиц и трубок // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2008. № S6. С. 44 – 49.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

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

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

Развитие тяжелой промышленности в XXI веке невозможно без новых материалов с повышенными прочностными свойствами. Например, расширение ареалов добычи нефти и газа требует применения для прокладки магистральных трубопроводов сталей с классом прочности не ниже чем К60 [1]. Повышение прочностных свойств применяемых в трубопроводах низкоуглеродистых сталях достигается в основном за счет легирования, что неизбежно ведет к сильному удорожанию труб. Однако на сегодняшний момент существует другой, весьма перспективный, путь получения в этих сталях заданного уровня механических свойств [2]. Этот метод основан на повышении прочностных свойств низкоуглеродистых сталей за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры посредством интенсивной пластической деформации (ИПД). Но для широкого промышленного использования предлагаемого метода необходима разработка эффективной технологии, позволяющей получать достаточно объемные заготовки с нанокристаллической и УМЗ структурой. Несомненно, что для разработки такой технологии на сегодняшний день закономерности формирования УМЗ структуры при ИПД недостаточно изучены и требуется проведение гораздо более развернутых систематических исследований этого вопроса. Исходя из этого, авторы провели детальный анализ УМЗ структуры стали после комбинированной деформационной термической обработкой, позволяющей получать листовые заготовки.

Комбинированная деформационная обработка проводилась в два этапа. На первом этапе проводилась всесторонняя изотермическая ковка с поэтапным понижением температуры. На втором этапе проводилась прокатка при температуре соответствующей последнему этапу ковки. Показано, что комбинированная деформационная обработка применима для получения листовых заготовок с УМЗ структурой.

Электронно-микроскопические исследования показали, что полученная в процессе комбинированной деформационной обработки УМЗ структура представляет собой структуру волокнистого типа со средним поперечным диаметром волокон около 0,4 мкм. Анализ структуры методом дифракции обратно рассеянных электронов показал, что проведение дополнительной деформации прокаткой приводит к повышению доли высокоугловых границ.

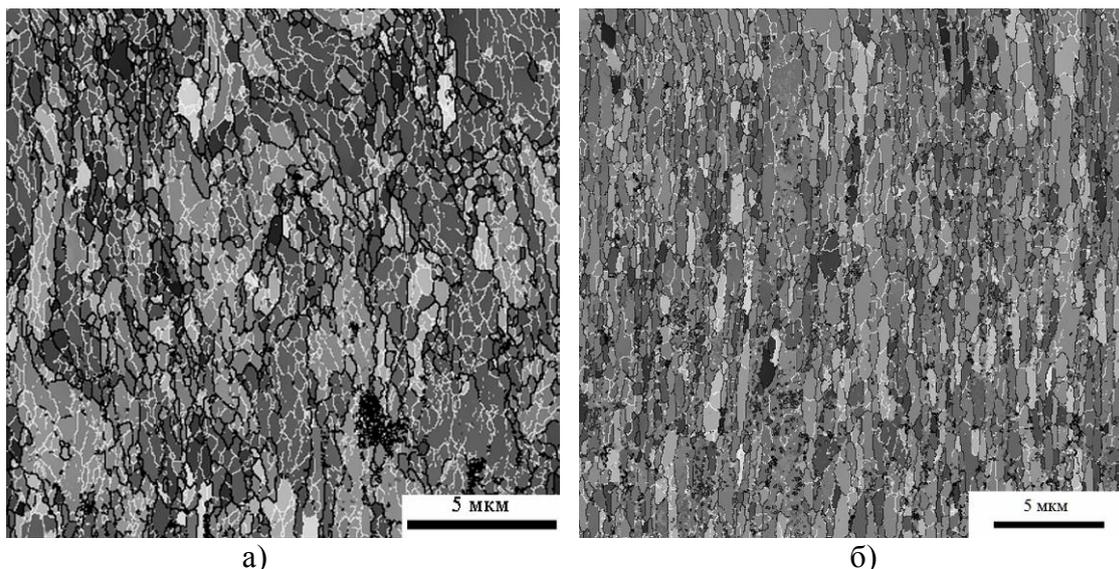


Рис.1. Структура стали 05Г2МФБ после комбинированной деформационной обработки: а) после первого этапа; б) после второго этапа.

Доля малоугловых границ (МУГ) после всесторонней изотермической ковки составила 53%. После второго этапа комплексной обработки структура стали состояла из зерен и субзерен, отличающихся разориентировкой и степенью совершенства границ. В поперечном сечении доля МУГ составила 35%, а в продольном сечении – 24%. В продольном сечении зерна были сильно вытянуты в направлении прокатки, их средний размер в этом направлении составил 3 мкм. В поперечном сечении также наблюдалась небольшая вытянутость, при этом присутствовали области с рекристаллизованной крупнозернистой структурой. Средний размер субзерен и зерен в поперечном сечении составил 0,4 мкм [3].

Установлено, что в УМЗ состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, превышающие свойства крупнозернистого исходного состояния более чем в 2 раза, и при этом обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Проведение дополнительной прокатки не дало существенного повышения предела текучести и предела прочности, но привело к некоторому снижению пластичности.

[1] Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.

[2] Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермической ковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. Письма о материалах, 2012. Т. 2, №3, С. 117-120.

[3] Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В.. Влияние комбинированной деформационной обработки на структуру и механические свойства стали 05Г2МФБ. Письма о материалах, 2014. Т. 4, №1, С. 55-58.

СЕКЦИЯ 2

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

МНОГОСТАДИЙНОСТЬ $\alpha \rightarrow \gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕДЛЕННОМ НАГРЕВЕ И УПРОЧНЕНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ

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

Институт физики металлов УрО РАН, vsagaradze@imp.uran.ru

Исследования последних лет показали [1], что обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение при медленном нагреве имеет сложный характер и развивается в несколько стадий. В частности, в закаленном на мартенсит сплаве типа Fe-32 Ni наблюдается частичное раздвойникование мартенсита, происходящее дискретно в результате формирования тонких пластин мартенсита исходной ориентации, которые рассекают двойники в поперечном направлении. При дальнейшем медленном нагреве ниже начала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при температуре 320⁰С появляется тонкопластинчатая промежуточная ε -фаза с ГПУ решеткой и параметрами $a=2.535 \text{ \AA}$, $c=4.132 \text{ \AA}$, $c/a=1.63$. Медленный нагрев до 380-430⁰С приводит к образованию обогащенного никелем упорядоченного по типу L1₀ нанокристаллического аустенита по бейнитному механизму. Образующийся при нагреве до 430-490⁰С тонкопластинчатый наноразмерный аустенит повышает твердость HV мартенсита до 3900 МПа. На последней стадии $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при медленном нагреве формируется малодислокационный глобулярный аустенит, поглощающий дисперсную $\alpha + \gamma$ смесь с сохранением микроконцентрационной неоднородности по никелю и вызывающий интенсивное разупрочнение сплава (твердость HV=1800 МПа).

Была предпринята попытка повысить степень фазового наклепа аустенита за счет образования γ -фазы из смеси мартенсита с 20-30% нанокристаллической γ -фазы (при нагреве до 600⁰С со скоростью ~100 град/мин). Однако, в этих условиях ускоренного нагрева в сплаве Fe-32% Ni развивается массивное превращение (с диффузией атомов на короткие расстояния), когда практически ликвидируется развитая дислокационная структура и снимается упрочнение фазовым наклепом. По всей видимости разориентированные кристаллы наноразмерной γ -фазы, равномерно располагающиеся внутри каждого кристалла α -мартенсита, являются серьезным препятствием для перемещения межфазной границы в процессе сдвигового образования аустенита при ускоренном нагреве. Поэтому превращение $(\alpha+\gamma) \rightarrow \gamma$ осуществляется массивным диффузионным механизмом. Когда в исходном мартенситном состоянии нанокристаллическая γ -фаза отсутствует или ее очень мало (до 10%), например, при предварительном медленном нагреве до 400-430⁰С, мартенсит превращается в аустенит по сдвиговому механизму при повторном ускоренном нагреве до 600⁰С с наследованием высокой плотности дислокаций и реализацией более высокого фазового наклепа (HV= 2250-2380 МПа). Таким образом, при одной и той же скорости повторного ускоренного нагрева до 600⁰С (~100 град/мин) возможно развитие диффузионного или бездиффузионного механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплаве Fe-31-32% Ni. Увеличение скорости нагрева до ~100 град/сек позволяет реализовать сдвиговое превращение $(\alpha+\gamma) \rightarrow \gamma$ и заметно увеличить эффективность фазового наклепа.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной финансовой поддержке Президиума РАН (проект № 12-П-2-1043).

[1] В.В.Сагарадзе, А.И.Уваров. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург. РИО УрО РАН, 2013, 720 с.

ФРАГМЕНТАЦИЯ РАЗНЫХ ТИПОВ ПРИ СИЛЬНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Гринберг Б.А.¹, Иванов М.А.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина
bella@imp.uran.ru

Явление фрагментации известно давно. Оно наблюдается в биологии, генетике, медицине, геологии и во многих других областях. Простейший пример: фрагментация водорослей и примитивных червей как способ их размножения. И совсем другие масштабы: катастрофическая фрагментация болида во время его движения в атмосфере.

Явление фрагментации при взрыве, включающее разлет осколков, было описано Невилом Моттом еще в годы Второй мировой войны. Оно вошло в название оружия: *fragmentation warhead*, *fragmentation shell*, *fragmentation bomb*. При последующем анализе были сформулированы этапы осколкообразования: зарождение трещин, рост трещин, слияние их и образование осколков.

Аналогом фрагментации при взрыве является фрагментация, которая была обнаружена при сварке взрывом и названа нами фрагментацией типа дробления (ФТД). Разлет микронных частиц алюминидов, который отчетливо виден на рис. 1а, удивительно похож на происходящий при взрыве разлет осколков, только других размеров. Но при взрыве разлет осколков происходит в открытом пространстве, тогда как при сварке частицы разлетаются в замкнутом пространстве между пластинами. Фактически ФТД является фрагментацией при наличии преграды. При этом остается слой контактирующих друг с другом частиц (рис. 1б). Осколки, не успевшие отделиться от поверхности раздела, подобные тем, что на рис. 1б, наблюдаются и при взрыве.

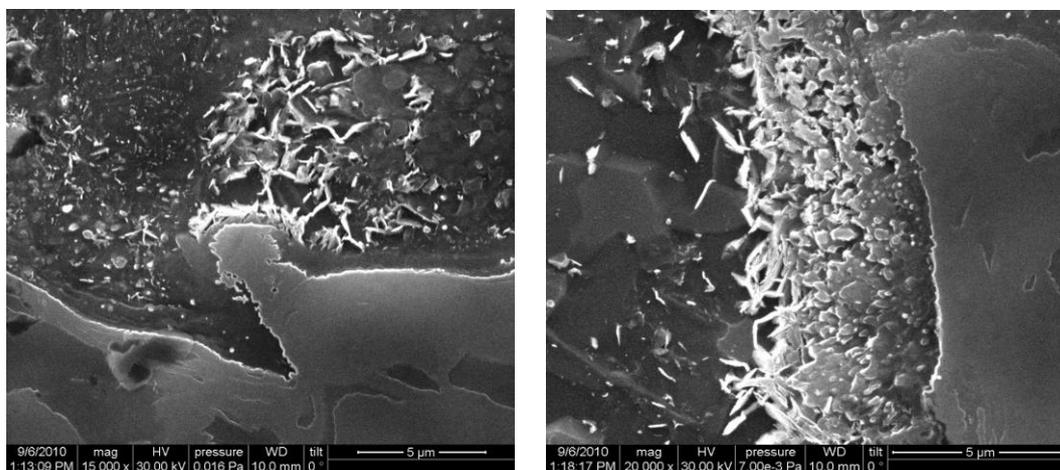


Рис. 1. Соединение (A_w) титан-орторомбический алюминид титана, волнообразная граница: а - разлет частиц алюминидов; б – слой частиц алюминидов, не успевших улететь

В отличие от исследованного Моттом процесса фрагментации при взрыве, ФТД возникает в результате микроразрушения и является процессом, альтернативным разрушению. Вместо свободных поверхностей, возникновение которых привело бы к разрушению, происходит связанное с микроразрушением образование поверхностей, которые либо принадлежат разлетающимся частицам, либо "залечиваются" при их консолидации. Соответствующие поверхности испытывают торможение при встрече друг с другом. Во-первых, это препятствует превращению микротрещин в макротрещины. Во-вторых, возникают микрообъемы, окруженные со всех сторон свободными поверхностями. Указанные микрообъемы фактически вырезаны из окружающего материала. Этапы

образования микротрещин аналогичны упоминаемым выше этапам осколкообразования. ФТД повышает “живучесть” материала, спасая его от разрушения даже при таком сильном внешнем воздействии, каким является сварка взрывом. В этом состоит существенная роль ФТД при сварке взрывом. ФТД наблюдается как для соединений металл-металл, так и металл-интерметаллид, как при наличии, так и в отсутствии взаимной растворимости исходных металлов, независимо от формы границы раздела (плоской или волнообразной). Это означает, что ФТД является универсальным явлением, присущим сварке взрывом. Именно наличие взрыва делает неизбежным образование осколков. Благодаря большой суммарной площади поверхности разлетающихся частиц, ФТД является мощным каналом для диссипации подводимой энергии. ФТД представляет собой наиболее быстротечный процесс при сварке взрывом, который успевает произойти за время взрыва. Мы предполагаем единый сценарий, по которому осуществляется связь ФТД с другими процессами: взрыв, образование частиц (осколков), локальный разлет частиц, трение в результате взаимодействия с преградой, локальное расплавление, сохранение слоя неразлетевшихся частиц.

Кроме рассматриваемых выше типов фрагментации, возможна фрагментация другого типа, когда не происходит ни образования новых частиц, ни расплавления. Имеется в виду фрагментация при интенсивной пластической деформации, такой как развитая деформация типа одноосного растяжения (сжатия), ИПД кручением, РКУ прессование, ковка и т.д. Такая, в известной степени, традиционная фрагментация, включает в себя накачку дислокаций и двойников, формирование клубковой, ячеистой и полосовой структур, нанокристаллизацию, рекристаллизацию.

Традиционная фрагментация наблюдалась и при сварке взрывом, но несколько дальше от поверхности раздела по сравнению с ФТД. На рис. 2 показаны две типичные структуры: ячеистая и полосовая.

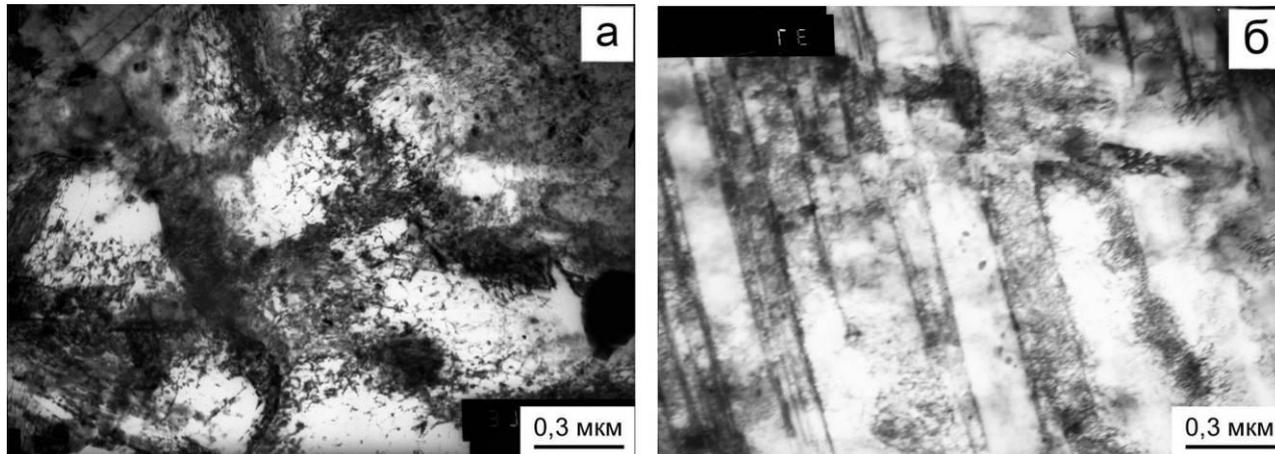


Рис. 2. Соединение (D_w) железо-серебро, волнообразная граница, структура сильно деформированного серебра: а – ячеистая; б – полосовая;

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12-У-2-1011, 13-2-014-УТ, 12-2-2-007.

[1] V.V. Rybin, B.A. Greenberg, M.A. Ivanov et al. Nanostructure of Vortex During Explosion Welding. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. 2011. V.11. №10. P. 8885.

[2] Greenberg B.A., Ivanov M.A., Patselov A.M. et al. The Processes of Fragmentation, Intermixing and Fusion upon Explosion Welding // *AASRI Procedia*. V 3, 2012. P. 66.

[3] B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin et al. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu-Ta, Fe-Ag, Al-Ta) // *Materials Characterization*. 2013. V. 75. P. 51.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, УПРОЧНЕНИЕ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНА И НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТЫХ ОКСИДИРОВАНИЮ

Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л.

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

Интенсивная пластическая деформация, осуществляемая в условиях сухого трения скольжения, приводит к формированию в поверхностном слое (толщиной до 10 мкм) технического никеля (99,99) и титана ВТ1-0 нанокристаллических соответственно ГЦК и ГПУ структур с размером кристаллов 10-100 нм. Последующее оксидирование в воздушной среде при 400-800°C (выдержка 1 час) характеризуется ускоренным насыщением кислородом деформированного нанокристаллического поверхностного слоя титана и никеля, что обусловлено развитием процессов зернограничной диффузии. При этом происходит активное химическое взаимодействие продиффундировавших атомов кислорода с рассматриваемыми металлами, приводящее к образованию окислов TiO_2 (рутил) и NiO . В результате протекания указанных процессов в деформированном трением поверхностном слое никеля и титана формируются специфические нанокристаллические структуры, состоящие из кристаллов металлической матрицы и оксидной фазы (рис.). При этом, объемная доля оксидной фазы составляет десятки процентов. Присутствие в рассматриваемых структурах столь большого количества высокопрочных нанокристаллических окислов обуславливает повышенную (до 3,5-4,0 ГПа) микротвердость,

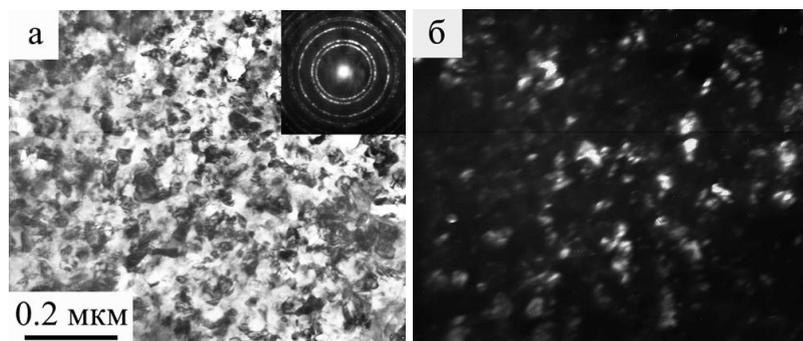


Рисунок. Структура поверхностного слоя никеля, деформированного трением и оксидированного при 500°C: а и б – светлопольное и темнопольное в рефлексах (111) γ и окисла NiO изображения.

а также значительную износостойкость подвергнутого деформированию трением и последующему оксидированию никеля и титана в условиях сухого трения скольжения в паре со сталью.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-03-00056-а и проекта Президиума РАН 12-П-2-1030.

[1] Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. Формирование на поверхности титана износостойкого нанокристаллического слоя, упрочненного частицами TiO_2 (рутила) //ФММ. 2013. Т.114. № 9. С. 859-868.

[2] Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и износостойкость никеля, подвергнутого оксидированию //ФММ (в печати).

[3] Патент на изобретение № 2503741 Способ модификации поверхности титана. Авторы: Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. Пушин В.Г. Опубликовано 10.01.2014. Бюллетень. № 1.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570

Перевезенцев В.Н., Щербань М.Ю.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород
revn@uic.nnov.ru

Исследовано влияние степени неравновесности границ зерен (ГЗ) на ползучесть субмикрокристаллического (СМК) алюминиевого сплава 1570 (со средним размером зерна ~ 100 нм), полученного интенсивной пластической деформацией кручением. Изменение степени неравновесности зерна ГЗ осуществлялось путем предварительного низкотемпературного отжига сплава ($0,4 T_m$) в течение 30, 60 и 3600 минут. Предварительный отжиг в течение 30 и 60 минут привёл к существенному ускорению ползучести по сравнению с исходным (не отожжённым) образцом, однако после более продолжительного отжига (в течение 4 часов) скорость деформации на установившейся стадии ползучести оказалась меньше скорости ползучести сплава в исходном состоянии (рис. 1). В качестве возможно причины ускорения ползучести СМК сплава 1570 после кратковременного отжига (30 и 60 мин.) рассматривается увеличение неравновесного объёма ГЗ в результате стока в них вакансий, образующихся в результате растворения зернограницных нанопор в процессе отжига и, как следствие, увеличение скорости зернограницной диффузии и скорости проскальзывания по ГЗ. При достаточно длительном отжиге (4 часа) происходит полная релаксация дефектной структуры ГЗ, их состояние становится близким к равновесному, что приводит к уменьшению скорости зернограницного проскальзывания и замедлению ползучести.

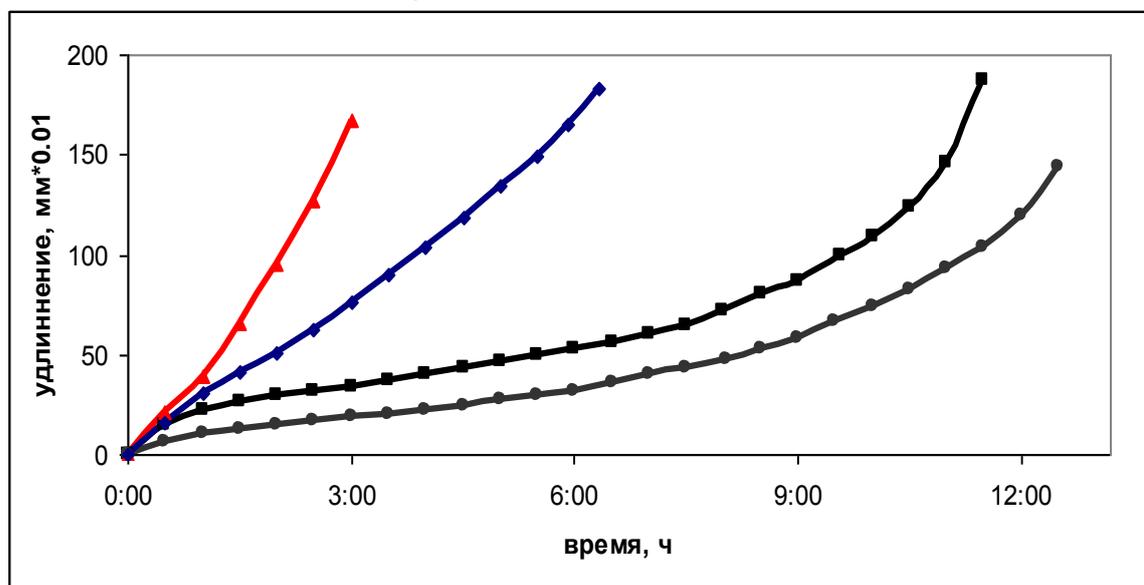


Рис.1 Кривые ползучести образцов из сплава 1570, подвергнутого ИПДК (температура испытаний $0,5T_m$): 1) без предварительного отжига ($\dot{\epsilon}_1=6,5 \cdot 10^{-6} \text{c}^{-1}$), 2) после предварительного отжига при $0,4T_m$ в течение 30 мин, ($\dot{\epsilon}_2=28 \cdot 10^{-6} \text{c}^{-1}$), 3) после предварительного отжига при $0,4T_m$ в течение 1 часа ($\dot{\epsilon}_3=59 \cdot 10^{-6} \text{c}^{-1}$), 4) после предварительного отжига при $0,4T_m$ в течение 4 часов ($\dot{\epsilon}_4=6 \cdot 10^{-6} \text{c}^{-1}$). В скобках указана скорость деформации на стационарной стадии ползучести.

ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НИКЕЛЯ И МЕДИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Дегтярев М.В., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Красноперова Ю.Г., Орлова Д.К., Пилюгин В.П.

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

Развитие динамической рекристаллизации в ходе деформации при повышенных температурах определяет особую стадийность развития структуры, зависящую от температурно-скоростных условий деформации. Образование субмикроструктурной (СМК) структуры при деформации в наковальнях Бриджмена приводит к снижению температуры рекристаллизации, что делает возможным реализовать динамическую рекристаллизацию при относительно низкой температуре. В настоящее время хорошо изучены закономерности протекания динамической рекристаллизации различных материалов в технологических процессах горячей деформации, не приводящих к измельчению зеренной структуры до субмикро- и нано уровня. В мировой литературе существует мнение, что динамическая рекристаллизация является основным механизмом измельчения структуры при большой пластической деформации, независимо от температуры деформирования. Установлено, что большая деформация меди под давлением при комнатной температуре приводит к развитию динамической рекристаллизации, но в этом случае невозможно исключить последующие статические процессы роста зерна (постдинамическую рекристаллизацию). В никеле деформация при комнатной температуре контролируется динамическим возвратом, ограничивающим рост твердости и измельчение микроструктур. В ходе изотермических отжигов никеля с СМК структурой было установлено, что рекристаллизация начинается при температуре 150°C после длительных выдержек, поэтому для осуществления динамической рекристаллизации была проведена деформация при этой температуре. Низкая скорость роста зерна при 150°C предотвращает постдинамическую рекристаллизацию в ходе разгрузки и охлаждения образца.

Цель настоящей работы – сравнить закономерности эволюции структуры меди и никеля, деформированных в условиях, обеспечивающих протекание динамической рекристаллизации.

Исследованы медь (99,99%) и никель (99,98%), деформированные методом сдвига под давлением 6 и 8 ГПа соответственно, с поворотом наковальни от 15° и 15 оборотов. Температура деформации меди составляла 20°C, а никеля – 150°C. Для деформации при повышенной температуре блок наковален с образцом между ними после установки на пресс нагревали с помощью специальной печи сопротивления. Температуру измеряли термопарой, присоединенной к неподвижной наковальне. Время от окончания деформации до извлечения образца на воздух составляло не более 100 секунд.

При горячей деформации структура формируется в соответствии с температурой и скоростью деформации, а не степенью, как при холодной деформации. Совместное влияние температуры и скорости деформации учитывается параметром Зинера-Холломоуна (З-Х), который удобно представить в виде:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \Delta H/RT,$$

где $\dot{\epsilon}$ – истинная скорость деформации, с^{-1} ; ΔH – энергия активации высокотемпературной деформации, для чистых металлов ее значение близко к энергии активации самодиффузии, составляющей в меди 107 кДж/моль, а в никеле 92 кДж/моль; T – температура деформации, К. Температурно-скоростные условия деформации никеля соответствовали интервалу $21 < \ln Z < 28$, а меди – $35 < \ln Z < 42$ (рис.1).

Твердость деформированных образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,25 или 0,5Н по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0,25 мм. Структуру

исследовали с помощью электронного микроскопа JEM 200СХ. Анализировали гистограммы распределения элементов структуры по размерам.

Характер изменения твердости и размеров элементов структуры в зависимости от температурно-скомпенсированной скорости деформации в никеле и меди оказался подобным (рис.1). С уменьшением $\ln Z$ твердость возрастает, а структура измельчается. Следует отметить, что интенсивное измельчение в меди соответствует стадии частичной динамической рекристаллизации. На этой стадии в меди формируются только отдельные новые зерна, которые быстро растут при постдинамической рекристаллизации, а с уменьшением $\ln Z$ плотность зародышей растет. На стадии полной динамической рекристаллизации (при $\ln Z < 38$) и в никеле и в меди темп измельчения одинаково низкий. В меди удалось получить структуру со средним размером зерна менее 0,2 мкм, а в никеле средний размер зерна около 0.3 мкм. Вероятно, это связано с разной температурой деформации.

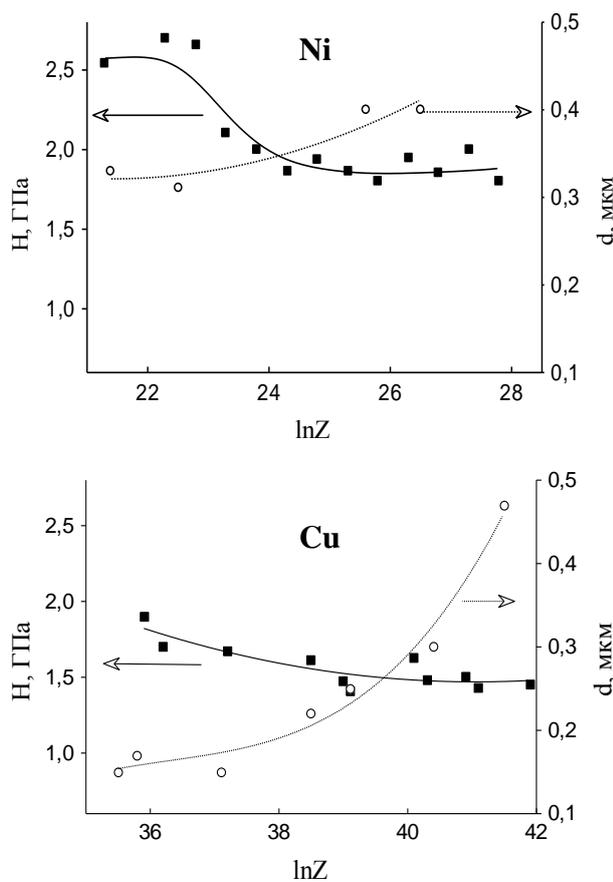


Рис.1 Зависимость твердости и среднего размера элементов структуры от параметра Зинера-Холломона

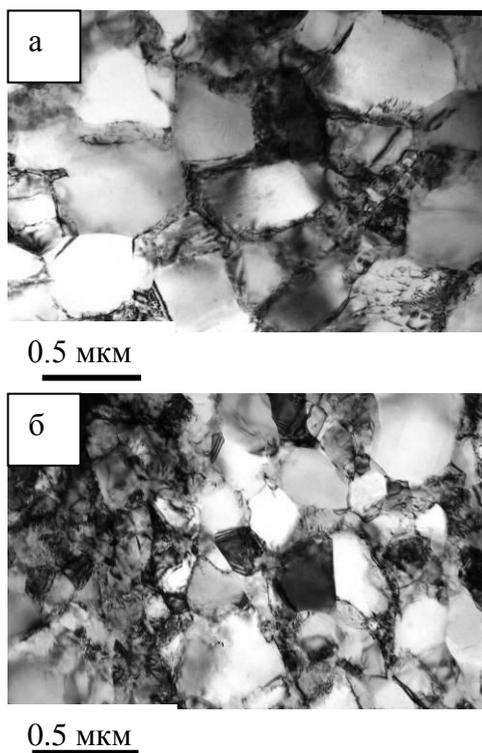


Рис.2 Микроструктура никеля (а) и меди (б) после горячей деформации; а – $e=9$, $\ln Z=21,4$, б – $e=5,5$, $\ln Z=39,1$

Горячая деформация никеля и меди с разным углом поворота наковальни привела к формированию качественно подобной структуры с неоднородным распределением дефектов (рис2 а, б). Наблюдаются структурные признаки динамической рекристаллизации: свободные от дислокаций зерна неправильной формы с широкими границами; скопления дислокаций около границ; мелкие кристаллиты и зерна, образующие ожерелья вокруг крупных зерен; зерна, содержащие неравномерно распределенные по объему свободные дислокации.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл».

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ВЫЗВАННЫЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ПРИ СХЛОПЫВАНИИ ТОЛСТОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ

Зельдович В.И.¹, Фролова Н.Ю.¹, Хейфец А.Э.¹, Шорохов Е.В.², Долгих С.М.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²РФЯЦ-ВНИИ технической физики, Снежинск, Россия
zeldovich@imp.uran.ru

Высокоскоростная деформация низкоуглеродистой стали, которая происходит при схлопывании толстой цилиндрической оболочки, приводит к необычным структурным изменениям вследствие совокупного воздействия трех факторов: ударной волны, деформации схлопывания и повышения температуры. Был выполнен эксперимент по схлопыванию оболочки (трубы из стали 20) в сплошной цилиндр под действием скользящей детонационной волны. Внутренний диаметр оболочки был 106.6 мм, толщина стенки – 5.7 мм. Диаметр полученного цилиндра – ~50 мм. Регистрация процесса схлопывания была выполнена рентгеновским методом и с помощью электроконтактных датчиков. Измерено время схлопывания в одном сечении (30 мкс) и сделана оценка усредненной степени деформации (~80%) и скорости деформации (10^4 с^{-1}).

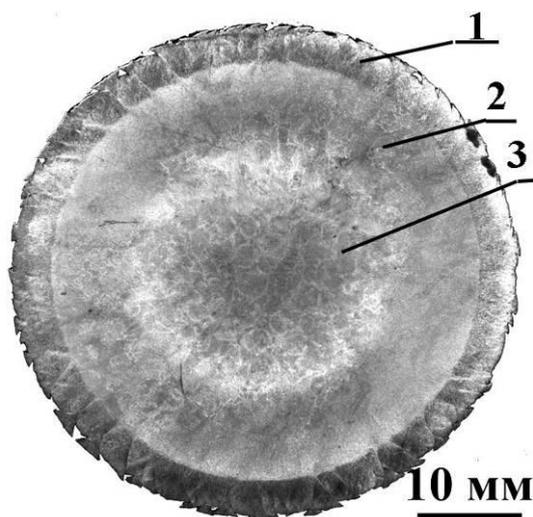


Рис.1 Макроструктура цилиндра в поперечном сечении

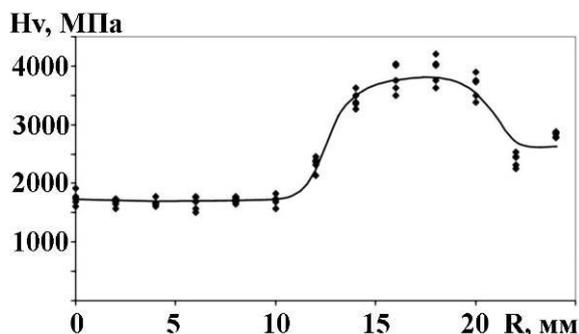


Рис.2 Изменение микротвердости по радиусу

Исследованы макроструктура, микроструктура и микротвердость вдоль радиуса схлопнутого цилиндра и установлено, что полученную структуру можно разделить на три зоны, отличающиеся по структуре (рис.1) и уровню микротвердости (рис.2). В наружной зоне (зона 1) толщиной ~4 мм преобладает действие локализованной сдвиговой деформации и ударной волны с амплитудой давления, существенно превышающего критическое давление $\alpha \rightarrow \epsilon$ перехода. Ударная волна приводит к образованию ϵ -фазы и двойников, и в свободном феррите наблюдаются следы $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращений в виде пластин толщиной ~1 мкм. Одновременно начинается инерционное схождение оболочки, при котором в поверхностном слое возникают значительные сдвиговые деформации. Локализованные сдвиги создают в поверхностной зоне характерные мезоучастки в виде трехгранных призм, и поверхность цилиндра приобретает «ребристое» строение. В поперечном сечении призмы имеют, как правило, вид равносторонних треугольников. В средней зоне (зона 2) толщиной ~8 мм, которая имеет четкую границу с наружной зоной, большие пластические деформации сжатия приводят к повышению температуры и высокого «внутреннего» давления. Совместное действие трех факторов (деформации, температуры и давления) приводит к получению необычной структуры.

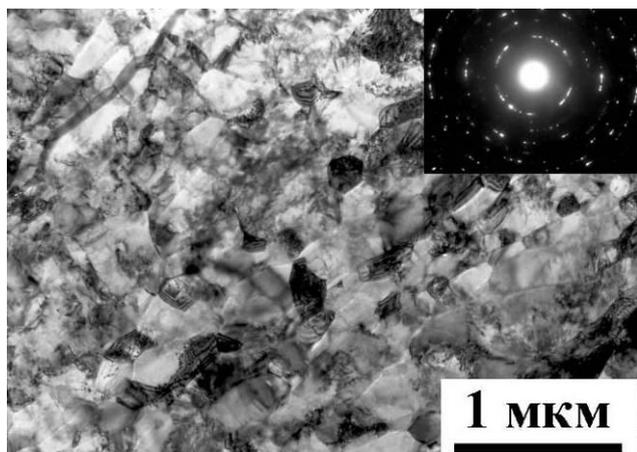


Рис.3 Микроструктура средней зоны

Крупнокристаллические участки свободного феррита преобразуются в конгломерат нанокристаллических и субмикрокристаллических зерен с размерами 100-300 нм (рис.3). Форма зерен либо пластинчатая, либо равноосная. Зерна группируются в ряды, образуя полосовую структуру. Очевидно, что такое изменение структуры является результатом $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращений в свободном феррите. При этом участки исходного перлита не превращаются в аустенит; они испытывают пластическую деформацию, удлиняясь в радиальном направлении. Микротвердость резко возрастает и достигает значений,

характерных для закаленной стали (рис.2). В обычных условиях нагрева (без давления и деформации) образование аустенита начинается на границах перлит/феррит и в перлите, а затем происходит превращение свободного феррита. В нашем случае действие давления и деформации изменяет «привычный» механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения: оно начинается в свободном феррите. Очевидно, что для диффузионного процесса растворения цементита и, соответственно превращения перлита в аустенит, недостаточно времени пребывания в γ -области. В результате в средней зоне получается структура, которую можно назвать структурой «баротермической» закалки. Таким образом, в низкоуглеродистой стали получена структура с высокой твердостью, состоящая из субмикрокристаллических кристаллов α -фазы, возникших при закалке, и участков деформированного перлита.

В центральной зоне (зона 3) преобладает действие высокой температуры, которое обусловлено дальнейшим увеличением степени деформации и «нарастающим» нагревом стали. По мере приближения к центру начинается превращение в аустенит участков перлита. В центре цилиндра происходит полное превращение структуры стали в аустенит, свидетельствующее о нагреве до высоких температур (900°C и выше). «Свежий» перлит образуется при охлаждении вдоль границ зерен аустенита, возникших при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении. Микротвердость уменьшается до значений, характерных для отожженной стали (рис.2).

Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура» № г. р. 01.2.006 13392), в рамках Программы УрО РАН 12-У-2-1022.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПЕРЛИТА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Егорова Л.Ю.¹, Макаров А.В.², Саврай Р.А.², Табатчикова Т.И.¹, Осинцева А.Л.²

¹*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,*

²*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
phym@imp.uran.ru; makarov@imach.uran.ru*

Выявление структурных факторов, способствующих повышению физико-механических и коррозионных свойств высокоуглеродистых сталей со структурой тонкопластинчатого перлита, образующегося при неравновесных условиях, является актуальной задачей для современного материаловедения, поскольку еще не все резервы повышения эксплуатационных свойств углеродистых сталей определены и используются.

Тонкопластинчатый перлит, полученный в неравновесных условиях, можно отнести к естественному нанокompозиту, так как толщина цементитных пластин не превышает 50-70 нм. Известно [1-4], что такой перлит обладает повышенными прочностными свойствами, а также высокой твердостью и износостойкостью, за счет сверхравновесного содержания углерода, микроискажений в ферритной матрице и значительной дефектности цементитной составляющей.

В настоящей работе исследовано влияние структуры тонкопластинчатого перлита на механические свойства углеродистой стали У10 при различных внешних воздействиях, а именно: при статическом растяжении; при циклическом нагружении, в области многоциклового усталости; при коррозионном воздействии. Было исследовано влияние легирования кремнием (1,66 мас. %) и хромом (1,42 мас. %) на структуру и трибологические свойства высокоуглеродистых сталей.

По результатам исследований было выявлено, что сверхравновесное содержание углерода в ферритной матрице и дефектность цементитной составляющей неравновесного дисперсного перлита вносят заметный вклад в характер разрушения исследуемой стали, что определенным образом влияет на механические свойства. Было установлено, что у образцов стали У10 в зоне ускоренного роста трещины (зоне долома) размер фасеток отрыва при статическом растяжении имеет одинаковую величину для грубо- и тонкопластинчатого перлита, и сопоставим с размером исходного аустенитного зерна. Это отражается на величине таких характеристик пластичности, как поперечное сужение и сосредоточенная деформация при растяжении, имеющих близкие значения для грубопластинчатого и неравновесного тонкопластинчатого перлита.

Устранение неравновесного состояния, путем кратковременного высокотемпературного отжига, приводит к тому, что размер фасеток хрупкого разрушения в зоне долома исследуемой стали уменьшается до размеров одной-двух колоний тонкопластинчатого перлита, это значит, что границы перлитных колоний начинают эффективно препятствовать развитию трещины в периферийной зоне, при этом резко увеличивается величина поперечного сужения отожженного образца.

Циклические испытания, в области многоциклового усталости, стали У10 со структурой неравновесного тонкопластинчатого перлита показали, что наличие твердорастворного упрочнения значительно снижает долговечность исследуемой стали. Но уже кратковременный (5 мин.) высокотемпературный (650 °С) отжиг приводит к тому, что в процессе приложения растягивающих циклических нагрузок, в стали со структурой тонкопластинчатого перлита успевают пройти процессы сфероидизации и коалесценции цементитной составляющей, что способствует повышению долговечности. Сформировавшаяся в процессе усталостных испытаний структура определяет вид изломов, а, следовательно, и особенности разрушения перлитной стали.

В результате поляризационных испытаний на питтинговую коррозию заэвтектидной стали У10 со структурами 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 10-300 мин, установлено, что с точки зрения стойкости к питтинговой коррозии, наилучшим из исследованных структурных состояний заэвтектидной стали У10 следует считать неравновесную структуру тонкопластинчатого перлита, полученную в результате изотермического распада при температуре 500°С.

При трибологических испытаниях было установлено, что дополнительное легирование кремнием и в особенности хромом эффективно повышает абразивную износостойкость углеродистых сталей со структурой тонкопластинчатого перлита до уровня, существенно превосходящего износостойкость структур верхнего бейнита, а в хромистой стали – более твердого нижнего бейнита. В условиях трения скольжения, было выявлено, что дополнительное легирование кремнием резко уменьшает износостойкость верхнего бейнита

вследствие охрупчивающего влияния кремния на бейнитные кристаллы, при этом износостойкость тонкопластинчатого перлита не снижается.

Работа выполнялась при поддержке грантов Президиума УрО РАН (№12-У-2-1022, №12-2-2-001 АРКТИКА)

[1] Счастливцев, В.М. Влияние отпуска на структуру и свойства патентованной стали / В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева, А.С. Заваров // ФММ. - 1980. - Т. 49, № 1. - С. 138-144.

[2] Счастливцев, В.М. Структурные превращения в перлите при нагреве. I. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита / Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. // ФММ. - 1994. - Т. 77, № 4. - С. 138-147.

[3] Счастливцев, В.М. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебникова. - Екатеринбург: УрО РАН, 2006. - 312 с.

[4] Возможности контроля твердости и износостойкости эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита магнитными и электромагнитными методами / А.В. Макаров, Л.Х. Коган, В.М. Счастливцев, Э.С. Горкунов, Т.И. Табатчикова, Ю.М. Колобылин, И.Л. Яковлева // Дефектоскопия. - 2000. - № 8. - С. 3–17.

ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ СДВИГА НЕКОТОРЫХ ГЦК МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОТ ВЕЛИЧИНЫ ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ

Пилюгин В.П., Толмачёв Т.П.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
pilyugin@imp.uran.ru*

Измерение энерго-силовых параметров деформируемых металлов в их различном структурном состоянии позволяет провести оценки поглощаемой и диссипируемой энергии, а также измерить напряжение сдвига в зависимости от давления, температуры и степени деформации. На ряде *d*-переходных ГЦК металлов (Ni, Cu, Ag, Pd, Au, Cu-Zn, Cu-Ag и др.) проведено измерение напряжения сдвига от степени деформации, давления и температуры. Диапазон изменения температуры T , 78 – 700 К, давления P , 2- 18 ГПа, степени деформации от начальных до мегапластических $\epsilon = 7-8$ единиц истинной (логарифмической шкалы) деформации.

Измерения выполнялись на установке сдвига под давлением в плоских наковальнях Бриджмена из ВК-6, с записью *in situ* под давлением на ПК сигнала, получаемого с электронного динамометра АЦДС-1И-1.

Кривые сопротивления сдвигу от степени деформации $\tau = \tau(\epsilon)$ при постоянных давлении и температуре состоят из параболической части, отвечающей стадиям накопления дефектов кристаллической структуры металлов и их фрагментации и стадии насыщения $\tau = \tau(\epsilon)$, при которой устанавливается динамическое равновесие образования и исчезновения дефектов.

Установлено, что зависимость сопротивления сдвигу металлов от давления $\tau = \tau(P)$ при $T = T_{\text{комн.}}$ исследуемых металлов выше критического давления «непроскальзывания» $P \geq P_{\text{кр}}$ дисковых образцов по поверхности образцов имеет линейное возрастание. При $P \leq P_{\text{кр}}$ зависимость $\tau = \tau(P)$ описывается обратной параболой.

Экспериментально полученная зависимость $\tau = \tau(T)$ для постоянных, но больше критического $P \geq P_{\text{кр}}$ давления демонстрирует снижение напряжения сдвига, качественно подобного снижению упругих модулей, в частности модуля сдвига при росте температуры.

Из совокупности данных можно заключить, что сопротивление сдвигу чистых металлов обратно пропорционально его сжимаемости. Экстраполяцией барической зависимости τ получены данные напряжения сдвига при атмосферном давлении.

Методами ПЭМ, РСА, СЭМ, РСА в синхротронном излучении изучена структурно-фазовая эволюция металлов и сплавов от начальных до мегапластических степеней деформации. В металлах и сплавах с высокой подвижностью дислокаций высоко разориентированные однородные нанокристаллические структуры формируются путём образования и совершенствования ячеистых дислокационных структур. В металлах с низкой подвижностью дислокаций, наряду с ячеистыми дислокационными структурами образуются структуры полосового типа, затрудняющие процесс дальнейшей фрагментации, что в свою очередь замедляет формирование однородных высокоугловых нанокристаллических структур.

Работа выполнена при поддержке проекта Президиума УрО РАН 12-П-2-1016. синхротронные измерения проведены в СЦСТИ ИЯФ СО РАН, исследование микроструктуры проведено в центре коллективного пользования электронной микроскопии ИФМ УрО РАН.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПРОЦЕССЕ РАЗВИТИЯ ОБРАТНОГО $\alpha \rightarrow \gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ Fe-Ni –СПЛАВАХ

Земцова Н.Д.

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

Изменение структурно-фазовых состояний в процессе обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплавах на Fe-Ni основе происходит в несколько стадий. Для исключения сопутствующих фазовому $\alpha \rightarrow \gamma$ превращению других фазовых изменений (например, распад α - и γ - фаз с выделением фазы Ni₃Ti в сплавах Fe-Ni-Ti) настоящее подробное исследование проведено на бинарном сплаве Fe-32%Ni. Скорость нагрева – 0,3град/мин.

I СТАДИЯ. Прерывистая реакция $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, осуществляющаяся путём миграции межфазных границ γ/α . Эта реакция развивается в интервале температур 310° – 360°C, поглощая порядка 1% α -фазы, сопровождается интенсивным перераспределением атомов никеля между α и γ фазами, что ведёт к созданию «буферного» слоя на межфазных границах, подавляя, тем самым, развитие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения по этому механизму.

II СТАДИЯ. Формирование кристаллов дисперсного « γ - мартенсита» внутри пластин α - фазы. На этой стадии, в нижней части температурного интервала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, наблюдается существенное возрастание прочностных характеристик сплава и уровня упругих напряжений в ставшей двухфазной пластине α -мартенсита из-за разницы удельных объёмов α - и γ - фаз. Эта стадия развивается при нагреве до ~ 460°C. Количество ферромагнитной фазы уменьшается на 20%. При металлографическом исследовании α -фаза приобретает тёмную окраску. Эта реакция идёт с поглощением тепла и сопровождается уменьшением длины образца, как и должно быть при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении.

III СТАДИЯ. На этой стадии наблюдается резкое уменьшение намагничённости – на 75%. Однако в этом интервале температур – в средней части температурного интервала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения – происходит выделение тепла и задержка в уменьшении длины образца. Следовательно, отсутствует корреляция в изменении физических характеристик [1]. Металлографически зарегистрировано формирование крупных слабо травящихся протяжённых пластин. На их электронно-микроскопическом изображении виден полосчатый контраст. Расчёт микродифракционных картин показал, что пластины являются новой промежуточной комплексной (9R+3R)-фазой сдвигового (звуковой эффект) происхождения, релаксационной

(выделение тепла и разупрочнение сплава) природы [2, 3]. Фаза (9R+3R) характеризуется высокой степенью кривизны кристаллических решёток. Толщина прослоек 3R-фазы менее 7нм, её кристаллическая решётка характеризуется существенными орторомбическими искажениями и имеет больший молярный объём в сравнении с равновесной γ -фазой.

IV СТАДИЯ. Механическое двойникование(9R+3R)-фазы, в первую очередь, по базисным плоскостям фаз: (00.9)_{9R} и контактными плоскостями (111)_{3R}. В меньшей степени наблюдается двойникование по другим плоскостям {111}_{3R} и соответствующим контактными плоскостями 9R-фазы. Это первый релаксационный процесс понижения уровня упругих напряжений внутри пластин (9R+3R)-фазы, не ведущий к изменению её фазового состава.

V Стадия. Второй релаксационный процесс внутри пластин (9R+3R)-фазы, развивающийся посредством прямого плюс обратного мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$. Свидетельством этому являются поворот кристаллической решётки 3R-фазы на $\pm 60^\circ$ и существенное увеличение доли 3R-фазы в структуре комплексной фазы.

Развитие релаксационных процессов внутри первых пластин новой фазы ведёт к формированию новых пластин (9R+3R)-фазы в окружающей двухфазной (α + « γ -мартенсит») матрице, в связи с чем количество ферромагнитной фазы в образце уменьшается. При 515°C сплав полностью переходит в парамагнитное состояние. Отличительная особенность сформировавшейся структуры – ярко выраженная разнотернистость. Крупные зёрна формируются внутри остаточного аустенита. Мелкие – образуются внутри бывших мартенситных пластин, их кристаллическая решётка сохраняет высокую кривизну. Все структурно-фазовые изменения, происходящие в процессе нагрева до полного перехода сплава в парамагнитное состояние, осуществляются с преобладающим участием сдвиговых процессов.

[1] Земцова Н.Д. Аномалии физических свойств метастабильных сплавов на Fe-Ni основе, выявляемые в процессе нагрева при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении. // ЖТФ. 2014. №8. С. 46-53.

[2] Земцова Н.Д. Особенности формирования аустенитной структуры в критическом интервале температур при медленном нагреве сплава Fe-32%Ni. // ЖТФ. 2014. №8. С. 36-45.

[3] Земцова Н.Д., Ерёмин М.А., Завалишин В.А. Калориметрические эффекты процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в метастабильных сплавах Fe-Ni-Ti. // ФММ. 2012. Т. 113. №5. С. 492-506.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С НАНЕСЕННЫМ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ

Быков П.В., Воробьёв В.Л., Баянкин В.Я.

*ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия
less@ftiudm.ru*

Методы ионно-лучевой и ионно-плазменной обработки, активно развивающиеся в последнее десятилетие и обладающие рядом преимуществ (в десятки раз сокращается время и резко понижается температура обработки, позволяет производить селективную обработку отдельных участков детали, отсутствие проблем адгезии между модифицированным слоем и объемом материала) по сравнению с традиционными методами химико-термической обработки, могут быть использованы для модификации поверхностных слоев металлов и сплавов с целью повышения их прочностных свойств [1]. В частности, с помощью метода ионной имплантации можно повысить такие свойства поверхностных слоев материала, как предел прочности, текучести, ударную вязкость, трещиностойкость, коррозионную стойкость, износостойкость [2 – 6].

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 [7]. К таким способам относятся различные процессы нанесения покрытий. Совмещение процесса нанесения покрытий с ионной имплантацией может увеличить толщину упрочненного слоя и его физико-механические и эксплуатационные свойства [6].

Целью данной работы являлось исследование влияния облучения ионами аргона с различными энергиями на формирование состава и структуры поверхностных слоев, изменение морфологии и механических свойств (микротвердость и износостойкость) углеродистой стали Ст3 с нанесенным ионно-плазменным покрытием Cr и Ni₈₀Cr₂₀.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН №12-П-2-1040.

[1] Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.

[2] Бондаренко Г.Г., Михайлов В.В. Обработка поверхности и покрытий стальных изделий ионной бомбардировкой для улучшения эксплуатационных свойств // Перспективные материалы. 1998. №5. С.77 – 80.

[3] Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. Защита металлов, сплавов и сталей ионной бомбардировкой (обзор) // Металлы. 1995. № 4. С.98 – 129.

[4] Шулов В.А. Ночовная Н.А., Рябчиков А.И., Пайкин А.Г. Усталостная прочность металлов и сплавов, подвергнутых ионно-лучевой обработке // Физика и химия обработки материалов. 2004. №4. С.17 – 26.

[5] Воробьев В.Л., Быков П.В., Баянкин В.Я. Влияние скорости набора дозы ионов марганца на изменение механических свойств, морфологии и состава поверхностных слоев углеродистой стали // Физика металлов и металловедение. 2012. Т.113. №11. С.1153 – 1159.

[6] Костюк Г.И., Бруяка О.О., Кот Н.И. Комбинированная обработка на основе плазменно-ионного покрытия и ионной имплантации // Вести АИНУ. 2009. №1(38). С. 25 – 28.

[7] Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1990. 306 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Co-19ат.%Al-6 ат. %W

**Степанова Н.Н., Казанцева Н.В., Ригмант М.Б.,
Давыдов Д.И., Шишкин Д.А., Романов Е.П.**

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

Сплавы системы Co-Al-W в настоящее время рассматриваются как перспективные конструкционные материалы, сочетающие жаропрочность и ферромагнитные свойства.

Трудность получения сплавов с большим различием в температурах плавления и с разным удельным весом компонентов заключается в том, что наряду с дендритной структурой, возникает большая неоднородность в распределении химических элементов по высоте слитка. Именно к таким материалам относятся сплавы системы Co-Al-W. Повысить однородность образцов пытаются различными видами механической обработки в сочетании с высокотемпературным отжигом. Бинарные системы Co-W и Co-Al достаточно хорошо изучены. Известно, что легирование вольфрамом (или алюминием) снижает температуру Кюри твердого раствора на основе α -кобальта примерно до 850°C при содержании 6 ат.% легирующего элемента. Система Co-Al-W содержит как твердый раствор на основе α -кобальта, так и

многочисленные интерметаллидные соединения. Подробной диаграммы состояния для системы Co-Al-W в данный момент не существует. Различные сечения диаграммы, полученные с помощью моделирования, расходятся между собой. В литературе есть экспериментальные данные о фазовом составе в высокотемпературной области [1]. Практически отсутствуют данные по исследованию магнитных превращений в тройной системе Co-Al-W.

В данной работе рассмотрено влияние способа получения сплава Co-19 ат.%Al-6 ат.%W на его фазовый состав. Сплав получали двумя способами плавки в инертной среде. Использованы дуговая плавка с разливкой в медную водоохлаждаемую изложницу и плавка в индукционной печи в разливкой в керамическую изложницу (Al₂O₃). По данным РСА и СЭМ фазовый состав сплава зависит от скорости охлаждения слитка после плавки. После дуговой плавки сплав в литом состоянии имеет трехфазный состав: γ твердый раствор на основе Co, интерметаллидные фазы типа CoAl (B2) и типа Co₃W (DO₁₉). После плавки в индукционной печи фазовый состав сплава γ + фаза типа CoAl+ Co₇W₆.

В отличие от бинарных систем Co-Al и Co-W, в изученном тройном сплаве все фазы при комнатной температуре находятся в ферромагнитном состоянии. Определены их температуры Кюри. Образцы сплава имеют удельную намагниченность насыщения σ (emu/g) = 37-63, при этом индукция насыщения составляет $B_S = 0,5 - 0,82$ Тл. Значения коэрцитивной силы (при $\sigma = 0$), составляют $H_C = 8-10$ Э. Петля гистерезиса узкая, что характерно для магнитомягких материалов.

В зависимости от последующих термомеханических обработок слитков обнаружено изменение фазового состава, которое ярко проявляется в изменении магнитных свойств. Увеличение количества фазы Co₇W₆ приводит к существенному увеличению коэрцитивной силы H_C в сочетании со снижением намагниченности насыщения σ в полтора раза.

Работа выполнена по бюджетной теме ИМФ УрО РАН «Кристалл» с частичной поддержкой гранта РФФИ № 14-08-00108.

[1] Dmitrieva G., Vasilenko V., Melnik I. Al-Co-W fusion diagram in the Co-CoAl-W part. Chem. Met. Alloys. 2008. V. 1. P. 338-342.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Аккузин С.А.², Тюменцев А.Н.^{1,2} Найден Е.П.², Корзников А.В.^{2,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
litovchenko@spti.tsu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы структурно-фазовые превращения в метастабильной аустенитной стали (Fe-18Cr-8Ni-Ti) после больших пластических деформаций кручением под давлением при различных скоростях кручения.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию α' и ε мартенситных фаз. При этом ε -мартенсит является промежуточной фазой, объемное содержание которой не превышает 2%. Объемное содержание α' -мартенсита зависит от скорости и степени деформации кручением. С увеличением степени деформации содержание

α' -мартенсита возрастает и достигает более 80%. При повышенной скорости деформации объемное содержание мартенсита немонотонно зависит от степени деформации, с ростом на начальных степенях и последующим снижением при увеличении степени деформации. Такой характер зависимости свидетельствует о реализации не только прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$), но и обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений в изученных условиях деформации.

Дефектная микроструктура стали представлена субмикро и наноразмерными фрагментами: областями пакетного мартенсита, аустенитными областями с ламельной структурой (подобной пакетному мартенситу) и двухфазными областями, содержащими как пластины, так и равноосные фрагменты аустенита и α' -мартенсита. Интенсивное механическое двойникование в аустените с образованием микродвойниковых пакетов по одной или нескольким плоскостям двойникования предшествует развитию мартенситного превращения. При больших степенях деформации ($e > 6$, e – истинная логарифмическая деформация) в аустените обнаруживаются разориентированные фрагменты, которые могут быть результатом прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$) и обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений.

Мартенситные фрагменты имеют высокую (до 10^{12} см⁻²) плотность дислокаций. Аустенитные фрагменты могут иметь как высокую плотность дефектов и развитую дислокационную субструктуру, так и малую плотность дефектов, свидетельствующую об участии процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации в пластической деформации.

Малая скорость кручения, при которой температура образцов не изменяется, способствует формированию структуры с высокой плотностью пакетного мартенсита. Увеличение скорости кручения приводит к повышению температуры в процессе деформации, что сдерживает прямое мартенситное превращение и способствует обратному превращению мартенсита в аустенит и формированию преимущественно аустенитной структуры.

Показано, что механизмы формирования субмикро – и нанокристаллических структурных состояний в метастабильной аустенитной стали в изученных условиях деформации – механическое двойникование в аустените, деформационные прямые ($\gamma \rightarrow \alpha'$) и обратные ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситные превращения, а также дислокационно-дисклинационные механизмы деформации и переориентации кристалла.

ВЫСОКОУГЛОВЫЕ И МАЛОУГЛОВЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Глезер А.М.^{1,2,3}, Томчук А.А.^{1,2}

¹*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина,
Москва*

²*Московский государственный университет приборостроения и информатики*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*

a.glezer@mail.ru

tomchuk-a@yandex.ru

Характерной особенностью структуры металлических материалов после очень больших или мегапластических (МПД) деформаций является существование больших локальных разориентировок, соответствующих высокоугловым границам зерен [1]. Именно такие границы, по общему мнению, в значительной мере определяют уникальные свойства материалов после МПД.

В качестве способа создания МПД в работе была использована камера Бриджмена, в которой реализуется деформация кручением под высоким квазигидростатическим давлением

[2]. В качестве материала для исследования был выбран однофазный поликристаллический сплав 50Н (Fe-50 % Ni), в отожженном состоянии, имеющий ГЦК решетку и средний размер зерна около 50 мкм. Деформации в камере Бриджмена при комнатной температуре подвергались тонкие (0,2 мм) пластинки при постоянной величине квазигидростатического давления ($P=4$ ГПа), скорости вращения подвижного бойка 1 об/мин и числе полных оборотов $N = 1/2, 1, 2, 3$ и 4. Структурные исследования проводились после МПД с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX, в режиме тёмного поля и растрового электронного микроскопа JSM-7500F с приставкой для EBSD - анализа (метод обратно рассеянных электронов). Все исследования структуры проводились в областях, примерно соответствующих половине радиуса дискообразных образцов.

Методом просвечивающей электронной микроскопии были получены гистограммы распределения размеров зёрен и фрагментов после деформации при различных значениях N . В качестве примера на рис.1 представлена гистограмма, соответствующая $N=2$. Анализ всех полученных распределений показывает (рис.1) наличие двух максимумов (бимодальное распределение) [6].

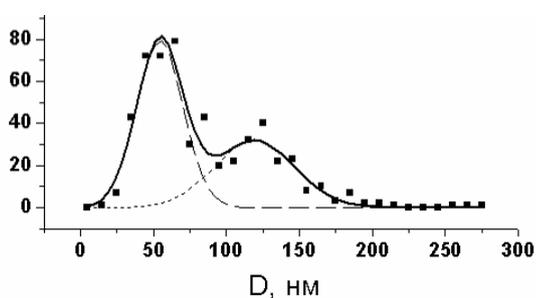


Рис.1. Распределение по размерам[6]

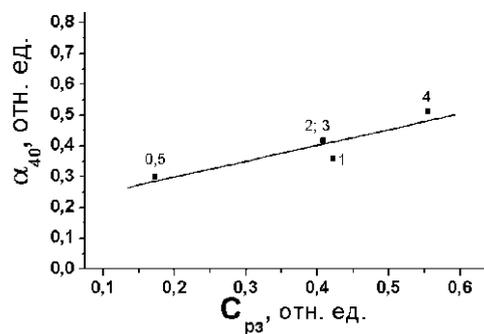


Рис.2. Связь C_{pz} и α [6]

В рамках предложенной ранее энергетической концепции существования дополнительных каналов релаксации упругой энергии при МПД [3], а также в ряде экспериментов [например,4] было убедительно показано, что процессы МПД при комнатной температуре в металлах и твердых растворах сопровождаются динамической рекристаллизацией.

Далее путем расчёта относительных площадей под гауссовыми распределениями была определена относительная доля деформационных фрагментов C_ϕ и рекристаллизованных зерен C_{pz} . При этом была установлена корреляция между долей динамически рекристаллизованных зерен C_{pz} (или деформационных фрагментов C_ϕ) и долей высокоугловых границ зерен α [6] (рис.2).

Коэффициент линейной корреляции r определялся по стандартной методике [5] и оказался равным в данном случае 0,912. Иными словами, по мере роста величины МПД наблюдается строгая линейная корреляция между увеличением в структуре доли зерен, сформировавшихся при динамической рекристаллизации, и увеличением в структуре доли высокоугловых границ зерен ($\phi > 40^\circ$).

[1]. Estrin Y., Vinogradov A. Acta Mater. 2013. V. 61. P. 782-817.

[2]. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Progr. in Mater. Science. 2008. V.53. P. 893-979.

[3]. Глезер А.М. УФН. 2012. Т.182. № 5. с. 559-566.

[4]. Быков В.М., Лихачёв В.А., Никонов Ю.А. ФММ. 1978. Т. 45. № 1. с. 163 – 169.

[5]. Налимов В.В. Теория эксперимента.- М.: Наука, 1974. 207 с.

[6]. А.М. Глезер, В.Н. Варюхин, А.А. Томчук, Н.А. Малеева³ Происхождение высокоугловых границ зёрен в металлах, подвергнутых мегапластической деформации. Доклады Академии наук, 2014, том 457, №5, с. 1-4.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X17N14M2 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ, КОМБИНИРОВАННОЙ С ОБРАТИМЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ ВОДОРОДОМ

Мельников Е.В.¹, Козлова Т.А.², Тукеева М.С.¹, Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.^{1,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ), микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали влияние прокатки, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структуру, механизмы деформации и механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X17N14M2. Электролитическое насыщение образцов (пластины размером 10×15×1 мм) водородом проводили в 1N растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S) при комнатной температуре и плотностях тока 10, 100, 200 мА/см². Продолжительность наводороживания составляла 5 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом плоской прокатки с обжатием (ϵ) на 25, 50, 75 и 90% при температурах 300 и 77 К. Образцы на растяжение вырезали из пластинок, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью $4.2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

После прокатки (без наводороживания) исходно аустенитной стали на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от γ -фазы, т.е. сталь не испытывает при деформации фазовых переходов. В ходе деформации зерно измельчается по сравнению с исходным состоянием, на карте зёрненной структуры видна ориентированная структура аустенита, сформированная при прокатке. Электронно-микроскопические исследования показали, что при прокатке реализуется деформация скольжением, механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба. Рост внутренних напряжений и измельчение зерен приводят к повышению микротвердости стали от 2,2 ГПа в исходном состоянии до 4,3 ГПа после прокатки ($\epsilon=90\%$).

На рентгенограммах для образцов, подвергнутых различным режимам комбинированной обработки, также наблюдаются рефлексы только от γ -фазы, т.е. наводороживание не способствует появлению заметного количества α' и ϵ мартенситных фаз. По данным ДОЭ-анализа и просвечивающей электронной микроскопии зеренная структура измельчается и носит ориентированный характер, наблюдаются двойники деформации и ϵ -мартенсит. С повышением плотности тока при наводороживании, перед прокаткой, доля двойниковых границ увеличивается. Дополнительное легирование образцов водородом, перед деформацией, приводит к уменьшению микротвердости при степени обжатия 25% и росту микротвердости при степенях обжатия 50-90%. Последнее вызвано усилением вклада в деформационное упрочнение от механического двойникования при наводороживании.

Анализ кривых «напряжение–деформация» при растяжении образцов, подвергнутых прокатке ($\epsilon=50\%$) с наводороживанием и без него, показал что, прокатка приводит к повышению предела текучести и предела прочности. Предварительное электролитическое насыщение водородом перед прокаткой способствует повышению механических свойств по сравнению с прокаткой без наводороживания.

Таким образом, комбинированная химико-деформационная обработка, приводит к измельчению структуры и формированию двойниковых границ и ϵ -мартенсита. С повышением плотности тока при наводороживании перед прокаткой доля двойниковых границ увеличивается. Пластическая деформация образцов стали как с водородом, так и без него не способствует появлению заметного количества α' -мартенситной фазы.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ

Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹, Майер Г.Г.¹, Кошовкина В.С.², Астафурова Е.Г.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия

²ФГБАОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», Томск, Россия

Методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (EBSD-анализ), рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования в работе изучали влияние высокотемпературных отжигов на структурно-фазовые превращения, микротвердость и термическую стабильность монокристаллов высокоуглеродистых аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C (I), Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (II), Fe-28Mn-2,7Al-1,3C (III) (мас. %), подвергнутых кручению под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили при давлении 5-6 ГПа при комнатной температуре на пять полных оборотов. После КГД образцы сталей подвергали отжигам в интервале температур 400÷800°C с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воду. Исследование эволюции структуры и микротвердости исследуемых сталей после холодного КГД было проведено авторами ранее [1].

Отжиги при температурах 400 и 500°C не приводят к уменьшению микротвердости исследуемых сталей (6,2÷7,0 ГПа). В соответствии с данными ПЭМ, рентгеноструктурного анализа и EBSD-анализа после отжига при температуре 400°C структура сталей, подвергнутых КГД, однофазная – аустенит (с высокой долей границ двойников и высокой плотностью дислокаций). После холодного КГД и отжига при 500°C во всех сталях наряду с аустенитом в структуре наблюдали образование ультрамелкодисперсной α' -фазы, средний размер кристаллитов которой составлял <0,7 мкм (в сталях I и II). Методом ПЭМ показано, что диффузионный γ - α' фазовый переход начинается с образования перлитных колоний, которые приводят к фрагментации зерен аустенита. Высокая концентрация марганца уменьшает склонность к γ - α' превращению при нагреве, в стали III на рентгенограммах наблюдается малое содержание α' -фазы (не более 10%) при температурах отжига 500 и 600°C. В двух других сталях фазовое превращение идет быстрее, при этом доля α' -фазы в стали II больше (60-75%), чем в стали I (30-70%). С увеличением температуры отжига до 600°C микротвердость во всех сталях снижается до 4,7÷5,5 ГПа, наблюдается рост ферритных зерен и уменьшение доли аустенита, находящегося по-прежнему в высокопрочном сдвойникованном состоянии. При температурах отжига > 600°C реализуется обратное α' - γ фазовое превращение, наблюдается рост зерна аустенита, выделение карбидов M_3C .

Таким образом, высокая плотность двойниковых границ деформационного происхождения, сформированных в процессе КГД и определяющих формирование ультрамелкозернистого состояния с высокими прочностными свойствами в высокоуглеродистых аустенитных сталях I, II, III [1], сохраняется до температуры отжига 500°C. Фазовое γ - α' - γ превращение реализуется вблизи границы термической стабильности структуры, за высокую стабильность которой отвечает сохранение двойников деформации в аустените и формирование ультрамелкодисперсной α' -фазы при температуре отжига 500°C.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации (СП-4384.2013.1).

[1] Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Maier G.G., Melnikov E.V., Maier H.J. Microstructure and mechanical response of single-crystalline high-manganese austenitic steels under high-pressure torsion: The effect of stacking-fault energy // Materials Science & Engineering A. – 2014. – V.604. – P. 166-175.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АТОМНОУПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ Cu_3Pd

Гохфельд Н.В., Буйнова Л.Н., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г.

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

Прочностные, электрические и другие свойства сплавов зависят от фазовых превращений, происходящих в них. Варьирование степени и длительности деформационно-термической обработки позволяет управлять процессами и кинетикой фазовых превращений. Одним из важных фазовых превращений, направленных на улучшение электрических свойств, является атомное упорядочение.

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгенодифрактометрии, резистометрии и дюротрии на примере сплава Cu_3Pd было изучено влияние различной степени деформации при разных температурах, а также последующих отжигов на структуру, свойства и скорость фазовых превращений данного сплава.

Метод кручения под высоким давлением в условиях криогенных температур позволяет накопить в сплаве значительно большую деформацию, чем при комнатной температуре, повысить его энтропию и обеспечить существенное измельчение зеренно-субзеренной структуры сплава до наноструктурного состояния. В таком состоянии сплав легко перевести атомно-упорядоченное состояние путем кратковременного отжига, при этом не увеличив в значительной степени размер зерна и сохранив электросопротивление на низком уровне (см. рис. 1).

Таким образом, удалось перевести сплав в наноструктурное состояние и ускорить кинетику упорядочения за счет предварительной криогенной деформации, что согласуется с результатами, полученными в работе [1], где проводится деформация при комнатной температуре. В работе оценивается влияние степени деформации в различных температурных условиях и при разной температуре последующих изотермических, изохронных отжигов на механические и электрические свойства, кинетику и степень упорядочения, построены гистограммы распределения размера зерна в зависимости от термообработки.

Работа выполнена при частичном финансировании программы интеграционных исследований УрО РАН № 12-И-2-2031.

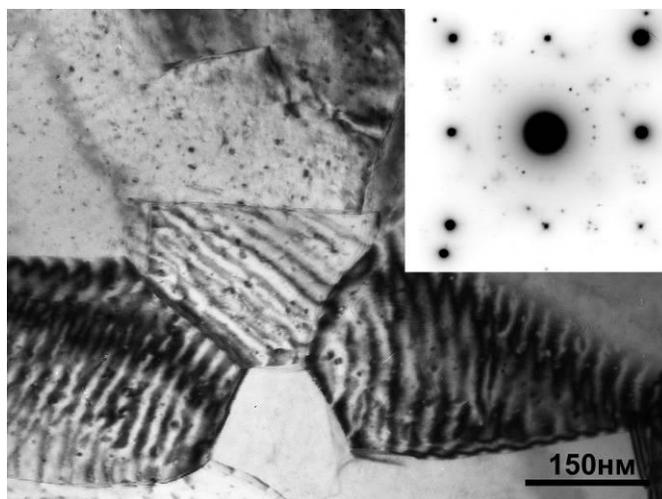


Рисунок 1. Микроструктура сплава Cu_3Pd после деформации при криогенной температуре и последующего отжига при $450^{\circ}C$ 1ч и соответствующая электронограмма.

[1] Буйнова Л.Н., Гохфельд Н.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., Пушин В.Г. Деформация и разрушение материалов, **10**, 24 (2009)

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОВОЙ БРОНЗЕ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Фаизов И.А.¹, Фаизова С.Н.², Рааб Г.И.², Аксенов Д.А.²

¹Баишгосуниверситет, г.Уфа

²Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г.Уфа.
iafaiz@mail.ru

Работа посвящена изучению закономерностей формирования структуры в низколегированном сплаве системы Cu-Cr в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП).

Хромовые бронзы относятся к дисперсионно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матрице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств. При выборе разных режимов термомеханической обработки, можно получить материал с повышенными показателями пластичности ($\approx 20\%$) и прочности (430МПа) или менее пластичным ($\approx 6\%$), но более прочным (700МПа).

Такая мобильность свойств хромовых бронз при обработке РКУП объясняется перераспределением легирующих элементов в результате деформационно-стимулированного распада твердого раствора и выделения мелкодисперсных частиц и одновременно процессами деформационно-стимулированного растворения исходных интерметаллидных частиц, приводящих к изменению концентрации имеющегося твердого раствора легирующих элементов в меди.

Если деформационно- стимулированный распад твердого раствора является процессом известным и ранее описанным [1], то доказательство деформационно- стимулированного растворения частиц, происходящий благодаря локальным искажениям кристаллической решетки, описанным в работе [2], требует особого внимания. Для понимания природы протекающих процессов были подготовлены специальные эксперименты.

В работе исследовались сплавы в различном исходном состоянии. Перед РКУП часть образцов выдерживались при 1050⁰С в течении 1, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду для получения пересыщенного твердого раствора с различным ансамблем частиц. Затем образцы подвергали РКУП и последующему старению.

В образцах с пересыщенным твердым раствором растворить все частицы не удалось. Интерметаллидные частицы, образовавшиеся в ходе литья, не растворились. Более того, длительная выдержка (5 и 10 часов) проведена для того, чтобы в результате процессов коагуляции частицы увеличились. Для детального изучения термодинамических процессов, происходящих с частицами вторичных фаз в ходе РКУП, частицы были идентифицированы по химическому составу и морфологии. Особое внимание уделялось анализу изменения размеров и характеру распределения частиц в зависимости от этапа обработки.

Установлено, что в процессе РКУП происходит уменьшение как размеров частиц, так и их количества. Однако, более глубокий анализ с учетом морфологии частиц показал, что одни частицы увеличиваются в размерах, в то время как другие уменьшаются.

Изменения микротвердости образцов с исходным пересыщенным твердым раствором прошедшим РКУП и старение сравнивали с образцами, с тем же исходным состоянием, но подвергнутым только старению. Оказалось, что РКУП с последующим старением привело к значительному увеличению микротвердости образцов, в сравнении с образцами прошедшими только этап старения. Предположительно наблюдаемое уменьшение размеров частиц легирующих элементов при РКУП является следствием деформационно-стимулированного растворения частиц легирующих элементов.

Для того, чтобы исключить влияние распада твердого раствора при РКУП, были подготовлены образцы прошедшие отжиг при 400°C в течение 4 часов для получения состояния с полностью распавшимся твердым раствором. Затем, так же, образцы подвергали РКУП и последующему старению.

Проведен сравнительный анализ эволюции ансамбля частиц вторичных фаз, результатов рентгеноструктурного анализа и изменения показателей микротвердости и прочности при РКУП и последующем старении. Установлено, что, не смотря на отсутствие в исходном состоянии твердого раствора, после старения происходит увеличение микротвердости и прочности, восстанавливается электропроводность до исходного уровня. Это возможно только при условии распада твердого раствора, образованного при РКУП.

Совокупность полученных данных позволяет утверждать, что в условиях РКУП происходят не только изменения структуры матрицы, но и протекают процессы, изменяющие термодинамическое состояние твердого раствора - деформационно-стимулированный распад твердого раствора и деформационно-стимулированное растворение частиц вторичных фаз.

Работа выполнена при поддержке проект РФФИ №14-08-31483 мол_а и РФФИ №13-08-01073 а.

[1] Берштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов // Изд-во «Металлургия». 1968. Т. 1. С. 1172

[2] Тюменцев А.Н. Новая мода мезоуровня деформации механизмами динамических фазовых превращений в полях напряжений, Физ.Мезомеханика, т.6. №2 (2003). Стр. 15-36.

ТЕМПЕРАТУРНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В МАТРИЦЕ СПЛАВА Fe-37Ni-3Ti

Сагарадзе В.В., Шабашов В.А., Катаева Н.В., Литвинов А.В., Пилюгин В.П.

Институт физики металлов УрО РАН, vsagaradze@imp.uran.ru

В выполненных ранее работах нами была показана возможность растворения самых разнообразных дисперсных фаз (интерметаллидов, карбидов, нитридов и др.) в матрице аустенитных сталей в процессе наноструктурирования при холодной пластической деформации ($\sim 300\text{ K}$) за счет генерации большого количества точечных дефектов и дислокаций. Оказалось, что в этих условиях не только растворяются частицы при взаимодействии с движущимися дислокациями, но и происходит выделение вторичных наноразмерных фаз, инициируемое точечными дефектами. Соотношение между неравновесными процессами растворения фаз и равновесными процессами их выделения зависит от температуры деформации. Поэтому важнейшим шагом в дальнейшем исследовании деформационно-индуцируемого циклического процесса «растворение-выделение упрочняющих частиц» является установление температурно-кинетических зависимостей этих превращений. Как показали наши расчеты, диффузия элементов замещения Ni и Ti из частицы Ni_3Ti в матрицу железного сплава вслед за дислокацией при 300 K может проходить только тогда, когда в результате деформации атомы Ni и Ti переходит в междоузельное положение с уменьшением энергии активации миграции в несколько раз. Можно полагать, что температурная зависимость интенсивности деформационного растворения фаз внедрения (содержащих C, N или O) и состоящих только из элементов замещения интерметаллидных фаз будет существенно различаться, так как

диффузия элементов внедрения в железных сплавах, в отличие от элементов замещения, может развиваться даже при отрицательных температурах.

В настоящей работе с помощью мессбауэровского и магнитометрического анализа концентрации никеля в аустенитной матрице получены конкретные кинетические зависимости процесса растворения интерметаллидов Ni_3Ti при разных температурах (-70, 20, 150, 300 °C) и различных степенях деформации (до $\varepsilon \sim 5$) в состаренном аустенитном сплаве НЗТЗ, содержащем (в мас.%) 36.5 Ni, 2.83 Ti и 0,01 С. Обнаружено существенное повышение температуры Кюри и магнитного поля на ядре ^{57}Fe в Fe-Ni-Ti аустените при снижении температуры деформационного воздействия, что связано с деформационно-индуцированным растворением γ' -фазы Ni_3Ti и сдерживанием альтернативного процесса выделения высоконикелевых частиц при пониженных температурах. В частности, деформационное растворение интерметаллидных частиц размером 2-4 нм в процессе прокатки стали НЗТЗ при 300 К с обжатием более 95% приводит к увеличению поля на ядре ^{57}Fe от 201 до 232 кЭ, что соответствует росту концентрации никеля в ГЦК матрице от 33 до 36%.

Современные зарубежные исследования по низкотемпературному диффузионному растворению вторых фаз при холодной деформации и влиянию температуры деформации на эти процессы практически отсутствуют. Однако имеется большое количество отечественных и зарубежных работ (начиная с Benjamin J.S.) по механическому легированию с реализации диффузионных процессов при обработке порошковых смесей металлов или сплавов в шаровых мельницах. Следует отметить, что эти диффузионные процессы можно объяснить ускорением диффузии при сильном локальном повышении температуры частиц вследствие соударения шаров в мельнице. Выполненные в настоящей работе исследования диффузионных превращений при разных фиксированных температурах позволяют объяснить механизм механического легирования подобных сплавов в шаровых мельницах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-13-00908).

РОЛЬ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕМОНОТОННЫХ ИЗМЕНЕНИЯХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ ПРИ ИПД

Аксенов Д.А.¹, Фаизова С.Н.², Рааб Г.И.³, Лебедев Ю.А.¹, Фаизов И.А.⁴

¹*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

³*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа*

⁴*Башкирский государственный университет, Уфа*

Spirit13@bk.ru

Известно, что методы интенсивной пластической деформации (ИПД) меняют кинетику фазовых превращений в материале. В работах [1,2] на аморфных материалах было показано, что с увеличением степени накопленной деформации изменение прочностных свойств носит немонотонный характер. Подобный характер изменения свойств был обнаружен на низколегированных хромовых бронзах. Процессы структурной трансформации и фазовых превращений в условиях ИПД взаимосвязаны, поэтому сложно определить роль каждого процесса в формировании того или иного свойства.

Для того, чтобы разобраться подробнее во влиянии трансформации структуры и фазовых превращений на немонотонный характер изменения свойств, было подготовлено исходное состояние образца Cu-1%Cr-0.2%Zr с полностью распавшимся твердым раствором, таким образом, в процессе деформации исключался процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора. Однако во время ИПД

происходит и растворение частиц, что было подтверждено экспериментом. Во время ИПД методом кручения прочность материала повышалась до 4 оборота, а на 6 обороте прочность наоборот снизилась.

Исследования методом ПЭМ показали, что структура измельчается с увеличением степени накопленной деформации. А значения области когерентного рассеяния, полученные при помощи рентгеноструктурного анализа, уменьшаются до 4 оборота и при дальнейшей деформации не меняются, что косвенно свидетельствует о том, что на немонокристаллический характер изменения прочности трансформация структуры не влияет. Это подтверждает и эксперимент на технически чистой меди, выполненный при тех же условиях. С увеличением степени накопленной деформации прочность меди монотонно растет.

Исследования размера и распределения дисперсионно-упрочняющих частиц при помощи методики угольных реплик показали, что на 4 обороте наблюдается большое количество очень мелких частиц размером менее 20 нм, а к 6 обороту количество частиц менее 20 нм резко падает. О фазовом переходе частиц в матрицу материала подтверждают и данные по параметру решетки полученные рентгеноструктурным анализом и данные по электропроводности. Параметр решетки на 6 обороте увеличивается по сравнению с 4 оборотом, и электропроводность на 6 обороте падает. Это свидетельствует о процессе растворения частиц во время деформации.

При этом можно высказать следующее предположение, что до 4 оборота, когда прочность монотонно увеличивается, доминирующим деформационно-стимулированным процессом является распад пересыщенного твердого раствора, а на 6 обороте начинает доминировать процесс растворения дисперсионно-упрочняющих частиц и прочность соответственно снижается. При этом такое взаимовлияние выделения и растворения частиц ведет к получению повышенных свойств в процессе ИПД.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 14-08-31483 мол_а и 13-08-01073 а.

[1] Носова Г.И., Шалимова А.В., Сундеев Р.В., Глезер А.М., Панкова М.Н., Шеляков А.В. Кристаллография, 2009, т.54, №6, с. 1111-1118.

[2] Глезер А.М., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. Доклады академии наук, 2011, т.440, №1, с.39-41.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ У10 ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКЕ

**Бердников Ант.А., Филиппов М.А., Бердников А.А., Алисова Г.В.,
Гаранов Н.Е., Ткачук Г.А.**

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.

Ельцина, Екатеринбург, Россия

filma1936@mail.ru

Плазменная закалка рабочих поверхностей деталей машин и инструмента служит технологичным и эффективным процессом локального поверхностного упрочнения и повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей машин и инструмента. Широкое применение метод скоростной закалки получил для прокатных валков, штампового и режущего инструмента, рельсов и рельсоправильных бандажей и других изделий из высокоуглеродистых сталей. Однако ряд вопросов формирования фазового состава, благоприятной структуры и величины упрочнения после плазменной закалки и их влияние в обеспечении эксплуатационной стойкости инструментальных сталей остаются дискуссионными. Одним из таких нерешенных вопросов является роль остаточного аустенита.

В данной работе приведены результаты исследования взаимосвязи параметров режимов закалки при плазменном нагреве с глубиной закалённого слоя, его фазовым составом, микроструктурой и упрочнением образцов из стали У10 после поверхностной плазменной закалки без оплавления дугой прямого действия обратной полярности. Постоянные параметры режима – сила тока плазматрона, длина дуги и расход плазмообразующего газа аргона – составили соответственно $I = 160$ А, 6 мм и 7,5 л/мин. Для изучения особенностей формирования структуры, влияния параметров режима на фазовый состав, твёрдость и микротвёрдость зоны плазменного влияния (ЗПВ) исследовались плоские образцы размером 25x12x70 мм, упрочнённые при трёх фиксированных значениях линейной скорости перемещения плазматрона относительно поверхности образца ($V_{\text{лин}}$), равных 1,25; 2. и 3 см/с. Глубину ЗПВ измеряли на поперечных шлифах по центру упрочнённого сегмента, а ширину – поперёк закалённой полосы на поверхности. Фазовый состав определяли на дифрактометре ДРОН-3 в железном $K\alpha$ излучении.

Глубина упрочнённой зоны составила 0,25–1,50 мм в зависимости от изменения параметров режима. Сложный характер зависимости фазового состава и микротвёрдости на поверхности и по глубине зоны плазменного влияния от скорости перемещения плазматрона при плазменной закалке определяется полнотой растворения цементита в аустените и гомогенизацией последнего, то есть, максимальной температурой нагрева и временем пребывания при этой температуре.

Уменьшение скорости перемещения плазменной дуги вызывает увеличение степени растворения избыточного цементита и, как следствие, образование высокоуглеродистого мартенсита с повышенной микротвёрдостью при охлаждении и увеличение количества остаточного аустенита - от 25 % до 70 % на глубине до 0,5 мм.

Полнота протекания процесса растворения вторичного и перлитного цементита при плазменном нагреве и гомогенизации аустенита определяются локальной температурой, которая зависит от величины тока плазменной дуги и времени пребывания при этой температуре, то есть скоростью перемещения плазматрона.

Исходная структура нормализованной стали У10 состояла из перлита и структурного свободного цементита в виде сетки по границам зёрен. При нагреве сталей выше A_{c1} аустенит, состав которого близок к эвтектоидному, образуется в пределах перлитных колоний. В середине дорожки, где температура нагрева и время пребывания при этой температуре максимальны, успевает проходить в той или иной степени диффузионное выравнивание концентрации углерода. Результат полноты протекания ПЗ – формирование на обработанной поверхности тонкого (~10 мкм) слоя мартенситно-аустенитной структуры с переменным содержанием остаточного аустенита в зависимости от режима обработки и состава аустенита. В результате закалки после плазменного нагрева и охлаждения углеродистой стали У10 формируется диссипативная структура с высокой способностью к упрочнению рабочей поверхности, состоящая из мартенсита, обладающего очень высокой твёрдостью, и участков остаточного метастабильного аустенита с содержанием углерода выше эвтектоидного, играющих роль релаксирующих прослоек при эксплуатации.

Характерно при этом, что высокая скорость нагрева и охлаждения формирует резкую границу между исходной и превращённой структурой: в пределах одного зерна размером примерно 50 мкм часть одного зерна переходной зоны сохранила перлитную структуру, в то время как в другой части зерна прошло превращение перлита в аустенит при нагреве и мартенситное превращение – при охлаждении.

На поверхности закалённых образцов формируется структура аустенитно-мартенситного типа с содержанием $\gamma_{\text{ост}}$ до 70 %, сосредоточенного в тонком поверхностном слое, что, естественно, приводит к уменьшению микротвёрдости поверхности до 0,85–0,95 ГПа. По мере увеличения скорости перемещения плазматрона до 3 см/с количество $\gamma_{\text{ост}}$ на поверхности уменьшается до 30 %. На глубине от поверхности ~ 200 мкм структура этих образцов состоит преимущественно из высокоуглеродистых двойникованных кристаллов

пластинчатого мартенсита (α_m) с высокой плотностью дислокаций, имеющего максимальную микротвёрдость $HV_{50} = 1,1-1,2$ ГПа.

С целью определения стабильности остаточного аустенита, полученного в процессе плазменной закалки, была проведена сорокакратная обкатка образцов вдоль упрочнённой полосы шариком из закалённой стали ШХ15 диаметром 6 мм с усилием 9,8 Н. На всех образцах зафиксировано снижение количества остаточного аустенита на 5-15 % с соответствующим увеличением % α -мартенсита деформации за счёт $\gamma \rightarrow \alpha_m$ превращения при нагружении трением качения с проскальзыванием и повышением микротвёрдости рабочей поверхности.

Возможность регулирования глубины, фазового состава и свойств упрочнённой зоны изменением основных параметров режима позволяет применять результаты проведённых исследований при практическом использовании плазменной закалки.

СЕПАРАЦИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ НИКЕЛЕ

Данилов С.Е., Арбузов В.Л., Печеркина Н.Л., Сагарадзе В.В.

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

Конструкционные стали ядерных реакторов работают в широком температурном интервале 300-1000 К. При температурах облучения ниже $1/3 T_{пл}$ радиационное повреждение выражается, в частности, в накоплении малых скоплений радиационных дефектов и отдельных моновакансий. Никель является модельным материалом для конструкционных аустенитных металлов и сплавов.

Ранее нами был экспериментально обнаружен эффект сепарации радиационных дефектов в никеле, который заключается в том, что в деформированном никеле значительная часть генерированных облучением собственных межузельных атомов аннигилирует при миграции на дислокационных стоках и не участвует в рекомбинации с вакансиями [1]. В результате этого происходит накопление вакансий, концентрация которых в деформированном никеле существенно превышает их концентрацию в отожженном никеле. Это явление обсуждалась в литературе с теоретических позиций [2].

В работе использовался чистый, отожженный при 1173 К никель, деформированный прокаткой. Степень деформации варьировалась в пределах 10-90 %. Для удаления деформационных вакансий образцы отжигались при 450 К.

В таком наноструктурированном никеле, как показали электронно-микроскопические исследования фактически развивались две системы стоков. В никеле, при деформации формируется ячеистая субзеренная структура. Размер ячеек меняется в зависимости от степени деформации, от 700 нм до 200 нм. С увеличением степени деформации стенки ячеек становятся более плотными, более узкими, в них плотность дислокаций меняется от 2 до $10 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, растёт разориентировка между ячейками, появляются контуры экстинкции из-за роста напряжений. Плотность дислокаций в ячейках находится в пределах $(1-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Облучения электронами ($E_e = 5$ МэВ) были проведены при температуре около 320 К, когда вакансии неподвижны, а межузлия свободно мигрируют к стокам. Кроме того, вклады в остаточное электросопротивление от дефектов кристаллической структуры в чистом никеле составляют основную его часть. Величины этих вкладов пропорциональны концентрации дефектов, что позволяет измерять их концентрацию. Приросты электросопротивления при облучении в деформированном никеле по сравнению с

отожженным никелем зависят от степени деформации немонотонно. Максимум прироста наблюдается при степени деформации около 40%. Наблюдается корреляция между мощностью стоков точечных дефектов и величиной приростов, то есть концентрацией накопленных вакансий. Зависимости прироста электросопротивления с увеличением дозы приближаются к квазистационарному уровню.

Таким образом обнаруженные закономерности сепарации радиационных дефектов от степени деформации указывают на то, что это явление необходимо учитывать при прогнозировании радиационной повреждаемости существующих и перспективных конструкционных материалов для атомной энергетики.

Работа выполнена при частичной поддержке Проекта УрО РАН (№ 13-2-007 ЯЦ), Проектов РФФИ (грант № 13-02-00321, грант № 14-02-00150).

[1] V. L. Arbusov, B. N. Goshchitskii, S. E. Danilov, A. E. Kar'kin, N. L. Pecherkina, and V. V. Sagaradze. The Separation Effect of Radiation-Induced Defects in Nickel. *Technical Physics Letters*, 2014, Vol. 40, No. 2, pp. 95–97.

[2] А.Н.Орлов, А.М.Паршин, Ю.В.Трушин. Физические аспекты ослабления радиационного распухания конструкционных сплавов. *ЖТФ*, 1983, т.53, с.2367-2372.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Мальцева Л.А., Демидов С.А., Вахонина К.Д., Озерец Н.Н., Шарапова В.А.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия
mla44@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) – это способ получения беспористых металлов и сплавов с размером зерна около 100 нм, заключающийся в формировании за счет больших деформаций сильно фрагментированной и разориентированной структуры. Для достижения больших деформаций используют кручение под давлением, равноканальное угловое прессование, прокатку, всестороннюю ковку. Сущность этих методов заключается в многократной интенсивной пластической деформации сдвига обрабатываемых материалов. Использование ИПД позволяет, наряду с уменьшением среднего размера зерен, получать массивные образцы с субмикроструктурной структурой материала, что приводит к повышению служебных свойств конструкционных материалов.

Целью данного исследования является изучение эволюции структуры метастабильной аустенитной стали 03X14N11K5M2ЮТ в процессе ИПД методом кручения под высоким давлением на наковальнях Бриджмена. Исследование на установке Бриджмена позволяет оценить потенциальную возможность деформирования металла в условиях сжатия.

Применяемые в настоящее время в промышленности аустенитные стали типа 12X18N10Т имеют недостаточную пластичность и технологичность, что накладывает ограничение на степень деформации. В связи с этим на кафедре металловедения УрФУ была разработана коррозионно-стойкая метастабильная аустенитная сталь 03X14N11K5M2ЮТ. Сталь является практически безуглеродистой, содержание углерода в ней не превышает 0,03 %, что обеспечивает высокую пластичность и технологичность в закаленном состоянии.

Проведенными комплексными исследованиями было установлено, что аустенит в исследуемой стали является термически стабильным, а деформационно-метастабильным и при пластической деформации частично или полностью переходит в мартенсит деформации.

В аустенитной стали 03X14N11K5M2ЮТ имеет место сильно выраженный ТРИП-эффект, что является одним из факторов, определяющих ее высокую пластичность, и позволяет проводить холодную пластическую деформацию волочением с чрезвычайно высокими степенями обжатия и получать в структуре нанокристаллическое состояние.

На установке сложного нагружения Бриджмена большие степени деформации достигаются на образце за счет поворота подвижной наковальни на соответствующий угол. Из проволоки диаметром 5 мм нарезали диски толщиной 1 мм. После деформации диски имели разную конечную толщину, определяемую величиной давления и сдвига.

Электронно-микроскопические исследования, проведенные на образцах, подвергнутых ИПД сжатием под давлением, показали наличие упругих полей напряжений, увеличение плотности дислокаций с образованием субструктур и появлением мартенсита деформации. С увеличением степени деформации образуются более дисперсные кристаллы мартенсита, что способствует возрастанию микротвердости с 210 НВ в закаленном состоянии до 583 НВ в деформированном. Количество мартенсита деформации увеличивается, появляется ультрамелкозернистая структура с частицами порядка 50-200 нм. Несмотря на то что истинная деформация при давлении со сдвигом значительно больше чем при волочении, существенного измельчения структуры не наблюдалось. Это связано с тем, что мартенситное превращение протекает при растяжении интенсивнее чем при сжатии, так как приложение сжимающих напряжений препятствует процессу $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-ЖЕЛЕЗО, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЭЛЕМЕНТНЫХ ПОРОШКОВ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Добромыслов А.В., Талуц Н.И., Пилюгин В.П.

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

Алюминиевые сплавы в настоящее время находят широкое применение в различных областях техники. Высокие прочностные свойства этих сплавов обусловлены легированием Cu, Zn, Mg и Si. Все эти легирующие добавки характеризуются сравнительно высокой растворимостью в алюминии при высоких температурах. Образующийся при высоких температурах твердый раствор алюминия распадается при низких температурах с образованием различных метастабильных фаз, приводящих к появлению в стареющих алюминиевых сплавах высоких служебных свойств. В отличие от Cu, Zn, Mg и Si *d*-металлы имеют очень низкую растворимость в алюминии, что не позволяет использовать процессы старения для повышения свойств алюминиевых сплавов с такими металлами. Поэтому к числу наиболее важных задач при разработке сплавов алюминия с различными *d*-металлами является повышение их растворимости в α -фазе алюминия или получение таких структур-композигов, в которых легирующий металл находился бы в виде мелких частиц, однородно распределенных в кристаллической решетке алюминия. К числу способов, с помощью которых возможно получение таких сплавов, принадлежат энергетические методы воздействия на порошковые смеси. Среди них наиболее перспективным является синтез сплавов из элементных порошков путем интенсивной пластической деформации под давлением в наковальнях Бриджмена. Деформация порошков в отличие от деформации монолитных образцов существенно увеличивает как степень дисперсности образующегося материала, так и кинетику механоинфузии из-за существенного увеличения общей площади взаимодействующих поверхностей. Кроме того, в процессе такого механосинтеза аттестуется

как применяемое давление, так и степень деформации, что позволяет хорошо воспроизводить технологию разрабатываемых процессов.

В данной работе представлены результаты изучения особенностей формирования структуры сплавов системы Al-Fe, полученных из элементных порошков путем интенсивной пластической деформации под давлением. Для проведения исследований были приготовлены элементные порошковые смеси алюминия и железа с содержанием железа 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40 и 50 ат.%. Полученные смеси порошков были подвергнуты механосплавлению в наковальнях Бриджмена при давлении 8 ГПа при комнатной температуре. Структура синтезированных сплавов была изучена методами рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Полученные результаты можно суммировать следующим образом. Увеличение содержания железа в исходной смеси порошков способствует существенному измельчению структуры в процессе интенсивной пластической деформации под давлением (рис. 1). На электронограммах сплава Al-5 ат.% Fe в основном наблюдается большое количество разрозненных рефлексов (рис. 1а), а на электронограммах сплава Al-10 ат.% Fe уже формируются в основном тонкие сплошные линии (рис. 1б). На электронограммах сплава Al-20 ат.% Fe в некоторых случаях интенсивность общего дифракционного кольца 200_{Al} и 110_{Fe} сильно увеличивается, а всех остальных колец с более высокими порядками отражения существенно понижается (рис. 1в).

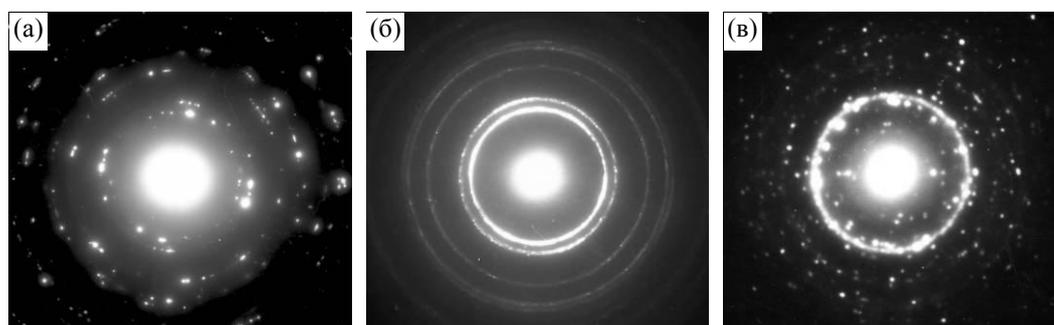


Рис. 1. Микроэлектронограммы сплавов Al-Fe, синтезированных путем интенсивной деформации под давлением 8 ГПа: а – Al-5 ат.% Fe, 10 оборотов; б – Al-10 ат.% Fe, 10 оборотов; в – Al-20 ат.% Fe, 5 оборотов.

На дифрактограммах синтезированных сплавов обнаружено смещение линий алюминия, не совпадающих с линиями железа, в сторону больших углов θ , что свидетельствует о растворении железа в кристаллической решетке алюминия. Определение содержания железа по изменению постоянной кристаллической решетки алюминия дает значение ~ 1 ат.%, согласующееся с результатами определения содержания железа в алюминиевых областях с помощью рентгеновского микроанализа в сканирующем электронном микроскопе. На дифрактограммах сплавов с содержанием железа больше 10 ат.% наблюдается заметное уширение дифракционных линий. При этом характерной особенностью дифракционной картины является появление вблизи общей линии 200_{Al} и 110_{Fe} со стороны малых углов широкого максимума, свидетельствующего о формировании в сплаве участков с аморфной структурой. С увеличением содержания железа больше 25 ат.% интенсивность дифракционных линий, за исключением общей линии 200_{Al} и 110_{Fe} понижается, и на дифрактограммах сплавов Al-40 ат.% Fe и Al-50 ат.% Fe довольно часто наблюдается только одна общая линия 200_{Al} и 110_{Fe} .

При изучении поверхности излома синтезированных сплавов с помощью сканирующего электронного микроскопа было установлено, что вид поверхности разрушения обнаруживает определенную корреляцию с содержанием железа: в сплавах Al-5 ат.% Fe и Al-10 ат.% Fe поверхность излома носит следы пластического разрушения (рис. 2а, б, д, е), а в сплавах с более высоким содержанием железа разрушение протекает хрупко (рис.

2в, г, ж, з). Определены средние размеры структурных элементов в исследуемых сплавах и построены гистограммы распределения зерен по размерам.

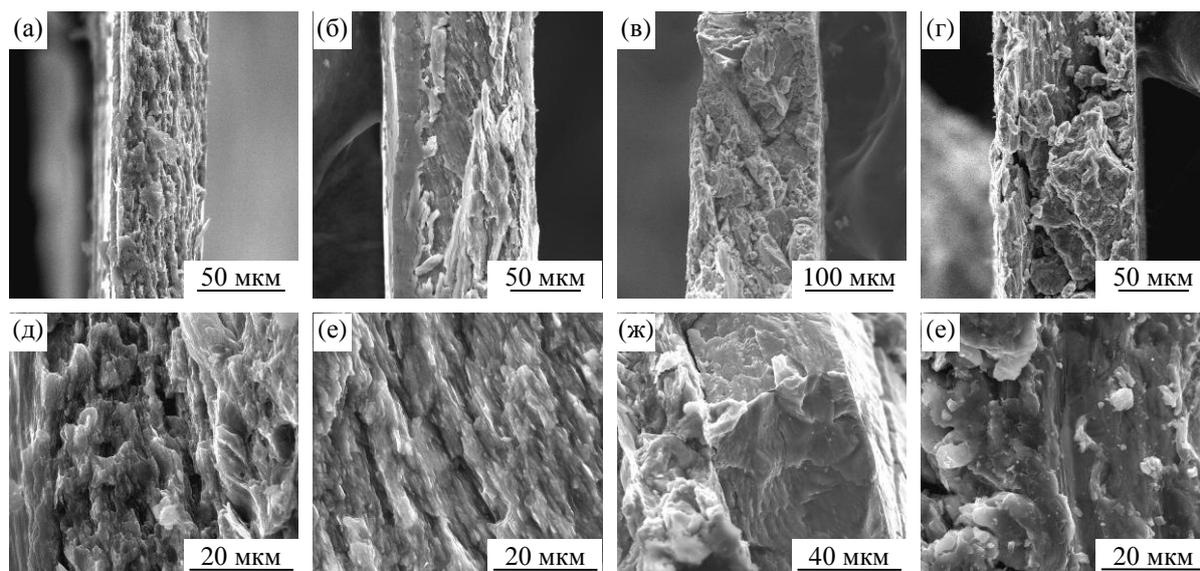


Рис. 2. Вид поверхности излома: а, д – Al–5 ат.% Fe; б, е – Al–10 ат.% Fe; в, ж – Al–30 ат.% Fe; г, з – Al–50 ат.% Fe.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-03-00539).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ α -ТИТАНЕ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 8ГПа ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ -196 И 20°C

Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю., Пилюгин В.П., Суаридзе Т.Р., Толмачев Т.П.

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

Проведено исследование образования ω -фазы в монокристаллическом α -титане в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) сдвигом под давлением 8ГПа в жидком азоте и при комнатной температуре. Образцы монокристалла α -титана получали методом бестигельной электронно-лучевой зонной плавки при двух последовательных проходах. В качестве заготовки служил горячекованный пруток иодидного титана чистотой 99.9%. В процессе зонного переплава градиент в зоне кристаллизации составлял 500 К/см. На практике использование монокристаллов титана крайне ограничено, но для проведения фундаментальных исследований весьма удобно применять именно такое структурное состояние.

Известно, что титан может существовать в трех различных кристаллических модификациях: β , α и ω . Высокотемпературная β -фаза титана имеет объемно-центрированную кубическую решетку (ОЦК). При охлаждении титана ниже температуры 882.5°C (для очень чистого титана) происходит фазовое $\beta \rightarrow \alpha$ полиморфное превращение, образующаяся низкотемпературная α -фаза имеет гексагональную плотноупакованную решетку (ГПУ) с соотношением параметров $c/a=1.585$, меньшим, чем для идеальной упаковки ($c/a=1.633$). Обнаруженная впервые в 1963 г. ω -фаза титана имеет гексагональную

решетку (ГП) и образуется из α -фазы при давлениях более 2 ГПа. Соотношение параметров решетки c/a изменяется по данным разных авторов от 0.61 до 0.62 в зависимости от величины давления.

При электронно-микроскопическом исследовании установлено, что исходный монокристалл α -титана, состоящий из макроскопических пакетов кристаллов реечной морфологии, при деформации осадкой с давлением 8 ГПа (деформация $\epsilon=0.5$) испытывает $\alpha \rightarrow \omega$ переход. Часть α -фазы сохраняется, на электронно-дифракционных картинах присутствуют рефлексы и ω - и α -фаз. При деформации в жидком азоте структура образовавшейся ω -фазы сохраняет элементы направленности, по-видимому, унаследованные от исходного псевдомонокристалла α -титана до деформации на 180° ($\epsilon \leq 4.3$), а при комнатной температуре структура уже после осадки ($\epsilon=0.5$) практически однородная.

Проведенный сравнительный анализ эволюции структуры α -титана при ИПД кручением более чем на 360° ($\epsilon \geq 6$) в жидком азоте и при комнатной температуре показал, процесс измельчения структуры α -псевдомонокристалла титана происходит более интенсивно при снижении температуры деформации. Размер структурных элементов после деформации $\epsilon \geq 8$ в жидком азоте в 5-6 раз меньше, чем при комнатной температуре.

Измерения микротвердости деформированных образцов показали, что при осадке под давлением 8 ГПа более интенсивно упрочняется титан, деформируемый при комнатной температуре. Такая же картина наблюдается при дальнейшей деформации кручением в интервале углов $0 \div 360^\circ$ ($\epsilon=6$). Далее при увеличении числа оборотов от 1 до 10 ($\epsilon=6 \div 9$) больший прирост микротвердости наблюдается у образцов титана, деформированного в жидком азоте. Эти результаты находятся в качественном согласии с электронно-микроскопическими наблюдениями эволюции структуры.

Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос.регр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке гранта Президиума РАН № 12-П-2-1053.

СТРУКТУРА ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ ПРИ РАЗНЫХ СПОСОБАХ ПЛАКИРОВАНИЯ КОРПУСНОГО МЕТАЛЛА АЗОТИСТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ

**Катаева Н.В.¹, Сагардзе В.В.¹, Мушникова С.Ю.², Харьков О.А.²,
Калинин Г.Ю.², Ямпольский В.Д.²**

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия, kataeva@imp.uran.ru*

²*ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия*

Применение защитных плакировочных покрытий является выгодным технологическим приемом с целью повышения коррозионно-эрозионной стойкости корпусов из конструкционной стали. В работе проведено комплексное исследование структуры (с помощью световой металлографии, трасмиссионной и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального анализа, дюротрии) как плакирующего слоя из азотсодержащей аустенитной стали типа X20H6Г11M2АФБ, так и основного корпусного металла типа 10НЗХДМБФ. Плакирование образцов выполняли с использованием различных режимов обработки, включающих горячую прокатку, аустенитную наплавку и сварку взрывом с последующей горячей прокаткой и термической обработкой.

Между основным металлом и плакирующим покрытием выявлены промежуточные слои с изменяющейся концентрацией никеля, хрома и марганца, в которых обнаружено формирование отпущенных мартенситных структур (рис. 1 и 2), микротвердость которых составляет 3360-3470 МПа.

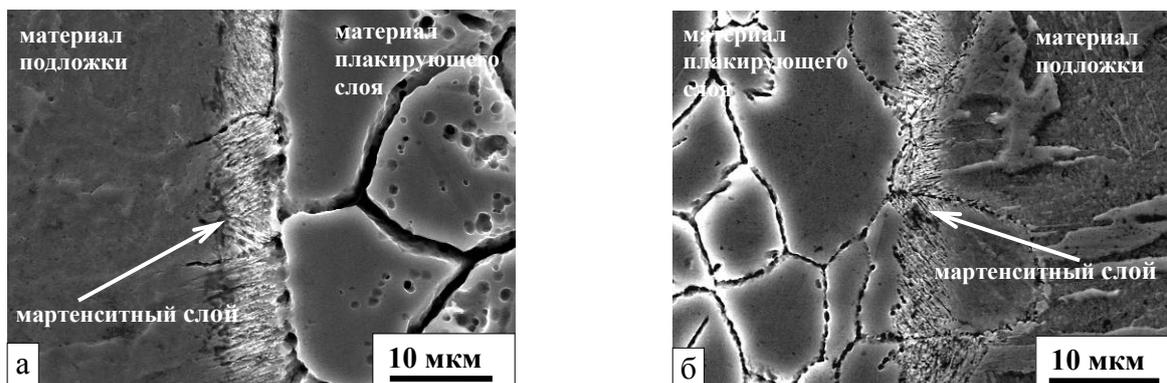


Рис. 1. Структура переходного слоя термообработанной плакированной двухслойной стали, полученной с помощью горячей прокатки двухслойного пакета (а) и продольной наплавки с последующей прокаткой (б).

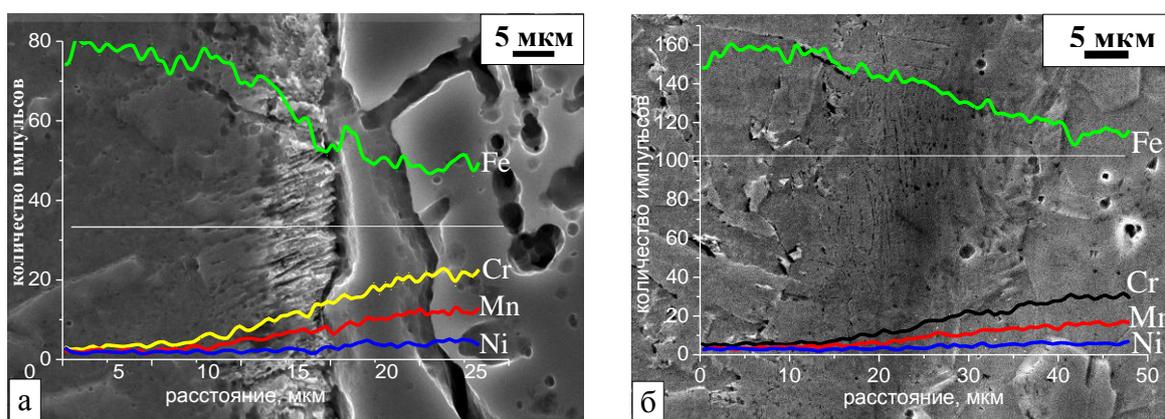


Рис. 2. Изменение содержания Fe, Cr, Mn и Ni в промежуточных слоях термообработанных плакированных композиции, полученной с помощью горячей прокатки двухслойного пакета (а) и сварки взрывом с последующей горячей прокаткой (б).

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. Исключение составил образец с однонаправленной наплавкой без последующей горячей прокатки ($\sigma_{сд} = 308$ МПа), в котором были обнаружены «непровары» между наплавленными валиками нержавеющей стали. Выполнено электронно-микроскопическое исследование микроструктуры основного материала и плакирующего слоя. На рис. 3 представлены микрофотографии основного корпусного материала. Большую площадь рисунка занимает мартенситоподобная структура. Пластины α -кристаллов протяженные и широкие, в них сохранились участки с повышенной плотностью дислокаций (рис. 3а). В процессе высокого отпуска происходит полигонизация и выделение карбидных частиц как по границам, так и в теле α -кристаллов. Цементит, выделившийся внутри мартенситных кристаллов, имеет форму тонких пластин. На границах мартенситных кристаллов в результате высокого отпуска формируются и более крупные карбидные частицы неправильной формы (рис. 3б).

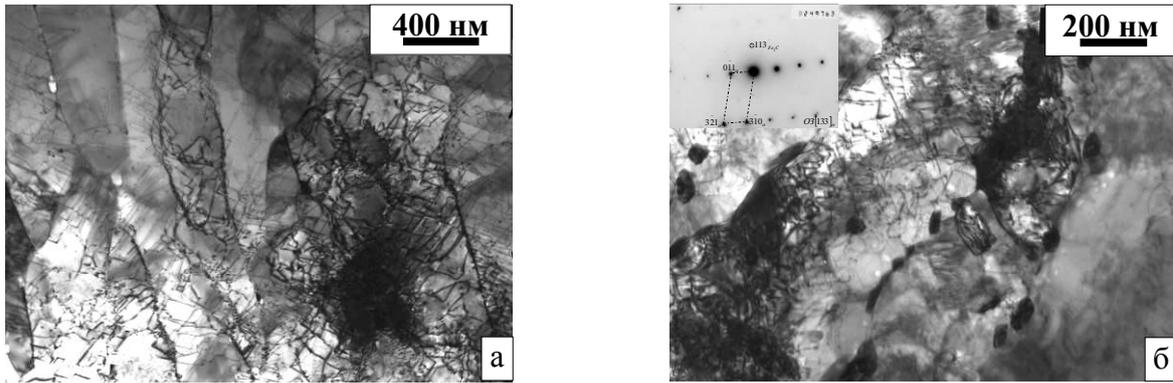


Рис. 3. Структура стали 10НЗХДМБФ (корпусной материал) после пакетной прокатки (а) и перекрестной наплавки (б).

Микроструктура плакирующего материала разнообразна. Так при перекрестной наплавке формируются крупные аустенитные зерна, по границам которых происходит выделение достаточно крупных карбидов ниобия (рис. 4а). По объему зерна выделяются дисперсные карбонитриды ванадия(хрома). После взрывного нагружения видны крупные аустенитные зерна с повышенной плотностью дислокаций, а в некоторых областях выявлены двойники деформации (рис. 4б). Плакирующий слой, сформированный при горячей прокатке двухслойного пакета, представляет крупные аустенитные зерна, в которых когерентно выделяются наноразмерные частицы карбонитридов хрома (ванадия).

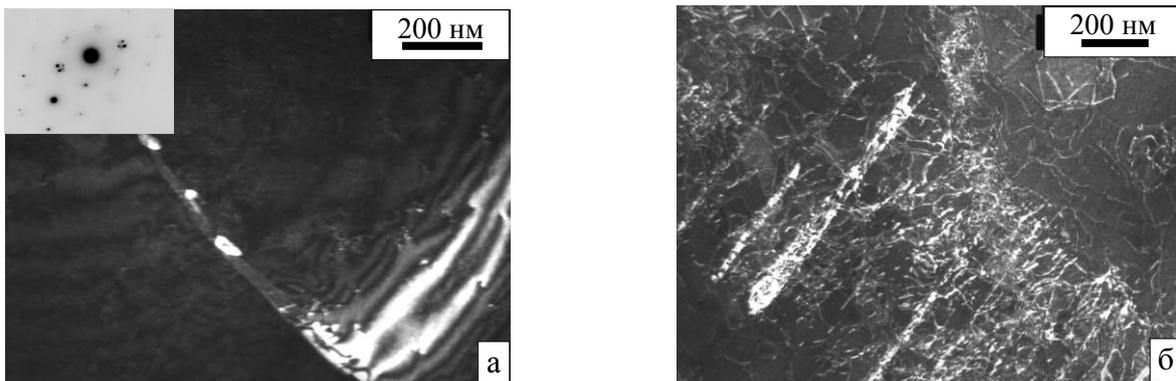


Рис. 4. Структура стали X20Н6Г11М2АФБ (плакирующий материал) после перекрестной наплавки (а) и сварки взрывом (б): а – темнопольное изображение в рефлексе $(200)_{NbC}$; б – темнопольное изображение в рефлексе $(11\bar{1})_{\gamma}$.

Работа поддержана УрО РАН (проекты № 13-2-015-ПРО и 12-2-2-006 - Арктика).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Кунцевич Т.Э., Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия
pushin@imp.uran.ru*

Сверхбыстрая закалка из расплава (БЗР) методом спиннингования струи позволяет получить сплавы на основе никелида титана в аморфном состоянии. При этом последующая термообработка в зависимости от режима приводит к их кристаллизации. В работе выполнен сравнительный анализ влияния условий БЗР (скорости охлаждения в пределах 10^4 - 10^7 К/с) и легирования на формирование структуры, фазовые превращения и возможность аморфизации, а также последующей термообработки. Были исследованы бинарные, тройные и четверные сплавы никелида титана ($Ti_{60}Ni_{40}$ - $Ti_{40}Ni_{60}$, $TiNiCu$ с содержанием меди $25 \leq Cu \leq 40$ ат.%, $Ti_{32}Ni_{50}Hf_{18}$, $Ti_{32}Hf_{18}Ni_{25}Cu_{25}$), методами электронной микроскопии, нейтронографии, рентгенодифрактометрии, а также измерений физико-механических свойств и эффектов памяти формы.

Рентгеноструктурные исследования показали, что изученные сплавы после БЗР со скоростями 10^6 - 10^7 К/с являлись аморфными. Структурные и сверхструктурные брэгговские пики, обычно наблюдаемые в дифракционных исследованиях кристаллических сплавов на основе никелида титана, отсутствовали. Микроэлектроннограммы представляли собой набор убывающих по интенсивности концентрических диффузных колец вблизи положений структурных отражений $\{110\}_{B2}$, $\{200\}_{B2}$, $\{211\}_{B2}$ и т.д. с уширенным центральным пятном.

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

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

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

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ №14-02-00379, Президиума РАН 12-П-2-1060.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Куранова Н.Н., Макаров В.В., Окулов А.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия
kuranova@imp.uran.ru*

Как известно, одним из перспективных способов получения сплавов никелида титана в высокопрочном состоянии являются сочетанные технологии пластической деформации (прокаткой, ковкой, волочением, прессованием) и термообработки. Использование пластической деформации на большие накопленные степени в сочетании с термообработкой позволяют получить сплавы никелида титана в высокопрочном наноструктурном состоянии.

В работе методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеновской и нейтронной дифрактометрии, изучения физико-механических свойств были выполнены исследования структуры и фазовых превращений наноструктурных сплавов на основе TiNi.

Установлено, что в зависимости от условий мегапластической деформации (МПД) и последующей термообработки сплавы можно получить в nano-, субмикроструктурном, и даже а в аморфизированном состоянии. Так, B2-аустенитные сплавы, стабильные по отношению к деформационно-индуцированным мартенситным превращениям, могут быть получены в нанокристаллическом состоянии со средним размером зерна от 10 до 100 нм. В сплавах, находящихся в исходном метастабильном аустенитном или мартенситном состоянии, МПД обеспечивает аморфизацию. Последующий нагрев, начиная от 200°C, приводит к кристаллизации сплавов на основе никелида титана с контролируемым размером зерна уже в интервале 50-200 нм. Установлено, что nano- и субмикроструктурные сплавы Ti-Ni испытывали практически те же термоупругие мартенситные превращения (ТМП): $B2 \leftrightarrow R$, $B2 \leftrightarrow B19$, $B2 \leftrightarrow B19'$. Однако даже в сплавах до- и эквиатомного состава, как и заэквиатомных, имело место ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$. При этом обнаруживается наноразмерный эффект для ТМП $B2 \leftrightarrow R$ и $R \leftrightarrow B19'$: в зернах размером менее 15-20 нм B2-аустенит не испытывает ТМП при охлаждении. Температуры второго перехода $R \leftrightarrow B19'$ снижаются в зависимости от их размера, вплоть до 50 нм, ниже которого термоупругих мартенситных превращений не происходит. Это позволяет регулировать критические температуры реализации данных превращений и, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы деформации и, если необходимо, последующих термообработок. Данное явление определяет возможность получения высокопрочных нанокристаллических сплавов на основе никелида титана с баро- и термоупругими эффектами памяти формы. По результатам проведенных исследований были построены диаграммы термоупругих мартенситных превращений в исследуемых сплавах в зависимости от среднего размера зерен в пределах от обычного (30-50 мкм) до наноразмеров (10-20 нм). Показано, что наноструктурные сплавы никелида титана отличаются высокими значениями механических свойств (прочности, σ_T , σ_B , относительного удлинения и сужения, реактивного сопротивления, σ_R , обратимой деформации, $\epsilon_{обр}$) и высокой термостабильностью наноструктурного состояния и свойств (вплоть до температур испытания 400°C).

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 14-02-00379 и проекта Президиума РАН 12-П-2-1060.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТПУСКА

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Полехина Н.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2},
Чернов В.М.^{2,3}, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, 634021, Россия

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, 634050, Россия

³ОАО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов» имени академика А.А. Бочвара, 123060, Москва
litovchenko@spti.tsu.ru

Ферритно-мартенситные стали представляют интерес в связи с перспективами их использования в качестве материалов для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных реакторов нового поколения. Для этих материалов поставлены задачи повышения длительной высокотемпературной прочности (600-700 °С) и снижения склонности к низкотемпературному охрупчиванию.

Одним из способов повышения прочности сталей является использование высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) [1]. В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние ВТМО на особенности микроструктуры и фазовые превращения в ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТаР). ВТМО включала пластическую деформацию прокаткой ($\epsilon = 25\%$) в аустенитной области ($T = 1000$ °С). После ВТМО образцы закаляли в воду. Часть образцов после закалки отпускали при $T = 720$ °С, 3ч.

По сравнению с закалкой от 1100 °С, 1ч., закалка после ВТМО приводит к повышению (в несколько раз) плотности дислокаций, а также интенсивному выделению на дислокациях наноразмерных частиц V(CN). При этом средняя ширина мартенситных ламелей не изменяется.

Структурное состояние стали после традиционной термической обработки (ТТО, закалка от 1100 °С + отпуск при $T = 720$ °С, 3ч.) представлено отпущенным пакетным мартенситом с грубодисперсными (до 110 нм) карбидами $M_{23}C_6$, расположенными по границам реек и внутри мартенситных ламелей, и наноразмерными (3 - 10 нм) частицами карбонитрида ванадия V(CN) [2]. Характерным отличием дефектной микроструктуры стали после ВТМО + отпуск при $T = 720$ °С, 3ч. от ТТО является снижение плотности грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$, а также их преимущественное выделение в теле зерна, а не по границам зерен. Плотность наноразмерных выделений V(CN) после обработки ВТМО + отпуск при $T = 720$ °С, 3ч. сравнима с таковой после ТТО.

Обсуждаются возможности использования ВТМО для модификации структурно-фазового состояния стали путем снижения объемной доли грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ и увеличения объемной доли наноразмерных частиц V(CN). Предполагается, что такая модификация способна обеспечить повышение высокотемпературной прочности ферритно-мартенситной стали за счет повышения эффективности дисперсного упрочнения наноразмерными частицами и субструктурного упрочнения в результате эффективного закрепления дислокационной субструктуры указанными частицами.

Работа выполнена по договору с ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара и при частичной финансовой поддержке гранта РРФИ № 12-03-00488-а.

[1] Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов (в 2-х томах), том 2. Термомеханическая обработка стали. М: Металлургия, 1968, 1171 с.

[2] Шевяко Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М., Андреев А.В. Влияние режимов термообработки на микроструктуру малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // Известия ВУЗов. Физика. – 2013. – Т. 56. №5. – С.51-54.

РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ХОЛОДНОМ МЕХАНИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ГЦК Fe-Ni-Al СПЛАВОВ

Шабашов В.А., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В.

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

С использованием мёссбауэровской спектроскопии начато рассмотрение температурных зависимостей процессов растворения дисперсных частиц интерметаллидов в матрицах Fe-Ni сплавов и формирования вторичных фаз в пересыщенной дефектами структуре. Проведен механический синтез сдвигом под высоким давлением во вращающихся наковальнях Бриджмэна систем Fe-Ni + Ni₃Al и Fe-Ni + Ni при температуре 300 К.

Показано, что в том и другом случаях формируется ГЦК твердый раствор Fe-Ni при растворении интерметаллидов и частиц никеля. В обоих случаях реализуется близкая к линейной зависимость содержания никеля в матрице от степени истинной деформации. Однако, в системе Fe-Ni + Ni₃Al наклон кривой зависимости изменения содержания никеля в матрице от степени деформации ΔC_{Ni} (ϵ) заметно снижается при уменьшении скорости деформирования смесей. Этого не наблюдается в системе Fe-Ni + Ni, см. рис. 1. Невысокий отжиг показывает существенное различие в развитии процессов релаксационного распада двух систем. Ожидается интенсификация релаксационных процессов выделения вторичных фаз при повышении температуры деформации. Обсуждается механизм структурных превращений в процессе деформации и последующего отжига и влияния на него термодинамических стимулов формирования результирующих фаз.

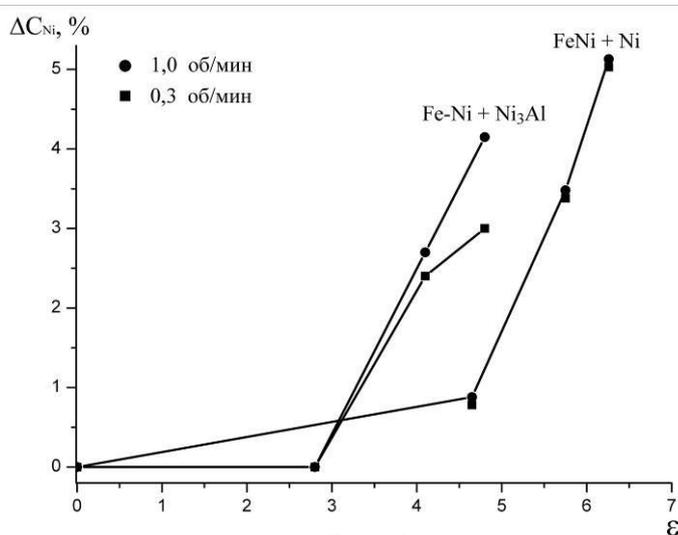


Рис. 1.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 14-13-00908.

СТРУКТУРА НАНО И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Al-Fe

Луценко Е.В., Белозеров В.В., Зубков А.И.

*Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»,
Харьков, Украина,
lutsenkoev@mail.ru*

Известно, что при конденсации из паровой фазы можно получать металлы любого состава с широким спектром структурных состояний и физико-механических свойств [1]. Вместе с тем закономерности кристаллизации таких объектов из паровой фазы к настоящему времени являются недостаточно изученными. В этой связи данная работа посвящена исследованию процессов формирования структуры конденсатов алюминия, легированных

железом. Характерной особенностью диаграммы Al-Fe является низкая (примерно до 0,025 ат.%) растворимость железа в алюминии.

Объектами исследований являлись фольги Al-Fe полученные электронно-лучевым испарением из различных источников и последующей конденсацией их паровых смесей на неореинтирующих подложках в вакууме (10^{-3} Па). Толщина образцов составляла 50-100 мкм. Содержание железа варьировали от 1 до 7 ат.%. Структурные исследования проводили методами рентгеновской дифрактометрии на ДРОН-3М и просвечивающей электронной микроскопии на JEM-2100, оборудованном приставкой для определения элементного и химического состава.

Основное внимание было уделено изучению зеренной структуры, концентрационных зависимостей периода кристаллической решетки алюминия и размера областей когерентного рассеяния (ОКР). Как следует из представленных данных, период решетки нелегированного конденсата алюминия соответствует значению, характерному для чистого алюминия металлургического происхождения, и составляет 4,0488 Å. Обращает на себя внимание необычный характер концентрационной зависимости $a - f(c)$ (рис.1). На экспериментальной кривой наблюдаются два участка: до содержания железа примерно 2 ат.% не происходит заметного изменения величины a . Увеличение концентрации Fe приводит к существенному снижению периода ГЦК решетки алюминия, что свидетельствует об образовании пересыщенного твердого раствора [2]. Оценка количества железа в кристаллической решетке алюминия в виде раствора замещения превышает 1 ат.%, что более чем на порядок превышает растворимость железа в алюминии в равновесном состоянии. Влияние концентрации железа на размеры ОКР матричного металла – алюминия имеет противоположный характер (рис.2).

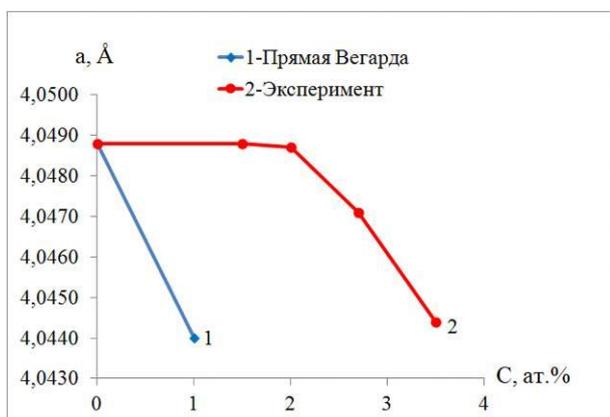


Рисунок 1. Изменение периода решетки от концентрации Fe

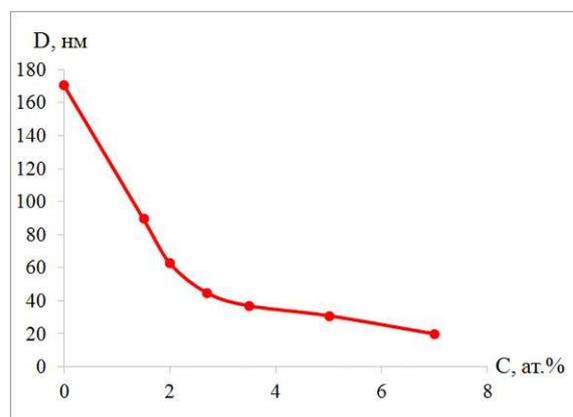


Рисунок 2. Изменение ОКР от концентрации Fe

До содержания железа примерно 2 ат.% происходит резкое снижение ОКР, при дальнейшем увеличении его концентрации величина ОКР изменяется незначительно, также происходит существенное изменение характера зеренной структуры и увеличение степени её дисперсности. Следует отметить то важное обстоятельство, что концентрационные области, в которых происходит существенное снижение ОКР и отсутствуют изменения в величине периода кристаллической решетки алюминиевой матрицы, практически совпадают. Легирование алюминия железом приводит к возникновению текстуры типа $\langle 100 \rangle$ перпендикулярно к поверхности образца. Степень текстурированности немонотонно зависит от содержания железа.

Анализ экспериментальных результатов позволяет предположить, что в процессе конденсации смеси паров данных элементов, происходит обогащение атомами железа поверхности растущих зерен алюминиевой матрицы, которые тем самым тормозят их рост. При достижении определенного количества атомов легирующего элемента на поверхностях кристаллов алюминия, происходит «замуровывание» атомов железа фронтом кристаллизации, что приводит к образованию пересыщенных растворов железа в алюминиевой матрице.

Аналогичные процессы были обнаружены при изучении структуры конденсатов бинарной системы Cu-Mo [3].

[1] Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок М.: Металлургия, 1986. С 143.

[2] Луценко Е. В., Зубков А.И. Прочность и электропроводность вакуумных конденсатов Al-Fe // Сборник тезисов докладов 54 Международной конференции «Актуальность проблемы прочности». – Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УрО РАН. 11-15 ноября 2013 г. – С 73.

[3] Зубков А. И., Глущенко М. А., Островерх А. А. Структура вакуумных псевдосплавов Cu-Mo. Влияние концентрации молибдена и условий конденсации // Вестник НТУ «ХПИ» Сборник трудов. 2012. №66(972), С.186-189.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СОСТОЯНИЯ, ФОРМИРУЕМОГО В СТАЛИ 06МБФ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

**Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.^{1,2}, Кошовкина В.С.³, Хомякова Г.В.², Тукеева М.С.¹,
Мельников Е.В.¹, Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.⁴, Добаткин С.В.⁵**

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

⁴ЦНИИ строительных конструкций, Москва

⁵ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
galinazg@yandex.ru

В работе представлены результаты экспериментальных исследований структуры и микротвердости стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в исходно нормализованном (920 °С, 30 мин.) и закаленном (от 920 °С, 30 мин. в воду) состояниях после кручения под давлением (КГД) (6 ГПа) на пять полных оборотов при комнатной температуре.

Исследование исходной структуры стали 06МБФ показало, что нормализация приводит к формированию ферритно-бейнитного состояния со средним размером зерна феррита 10 мкм и объемной долей бейнита около 5 %. После закалки структура была представлена мартенситом самоотпуска со средней толщиной пластин 0,4 мкм. Значения плотности дислокаций составляли $1,3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $\sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ для исходно закаленного и нормализованного состояний соответственно.

Установлено, что КГД привело к формированию ультрамелкозернистого состояния (УМЗ) со средним размером (суб)зерна 91 нм в исходно нормализованном и 98 нм в закаленном состояниях. Анализ распределения зерен по размерам показал, что при близком среднем размере элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдаются отличия в значениях наиболее вероятного размера (суб)зерна после КГД: 55 нм – для исходно закаленного и 74 нм – для исходно нормализованного состояний.

Анализ рентгенограмм стали показал, что после КГД происходит уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий. Размер областей когерентного рассеяния уменьшается до 45 и 25 нм для УМЗ состояний, полученных в закаленных и нормализованных образцах при КГД; значения микродеформации кристаллической решетки $\Delta d/d$ для исследуемой стали увеличились на порядок от $\sim 10^{-4}$ (исходное состояние) до $\sim 10^{-3}$ (состояние после КГД). Плотность дислокаций при кручении возросла до 10^{11} см^{-2} независимо от исходного состояния стали. Это свидетельствует о больших внутренних напряжениях в структуре после КГД (микронапряжения второго рода $\sigma^{\text{II}} \approx 750 \text{ МПа}$).

КГД приводит к росту средних значений микротвердости $H\mu$ (середина радиуса диска $r/2$) более чем в 4 раза (от 1,6 до 7 ГПа) для исходно нормализованных образцов и в 2,5 раза (от 3,2 до 7,7 ГПа) для исходно закаленного состояния. Степень неоднородности распределения микротвердости меньше в случае кручения исходно закаленных образцов стали ($K = H\mu(r/2)/H\mu(\text{центр диска})=1,2$) в сравнении с нормализованными ($K = 1,4$).

При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры исследуемые УМЗ состояния характеризуются различными значениями наиболее вероятного размера (суб)зерна, микротвердости и степенью однородности структуры. Это обусловлено различным исходным состоянием образцов перед кручением – высокой исходной дисперсностью структуры из-за фазового наклепа и большей долей большеугловых границ в закаленных образцах по сравнению с нормализованными.

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

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ОБЪЕМНОЙ И ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ЗАКАЛКЕ

Морозов К.В.¹, Громов В.Е.², Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Алсараева К.В.¹, Батаев В.А.⁶

¹*ОАО «Евраз-ЗСМК», Новокузнецк, Россия*

Vadim.Kosterev@evraz.com

²*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*

gromov@physics.sibsiu.ru

³*Томский национальный исследовательский политехнический университет, Томск, Россия*

⁴*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

yufi55@mail.ru

⁵*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия, e-mail:*

vabataev@yandex.ru

Целью настоящей работы, продолжающей исследования [1-2], являлся сравнительный анализ структурно-фазовых состояний и дефектной структуры, формирующихся в рельсах в результате объемной закалки в масле и дифференцированной закалки сжатым воздухом. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (ПЭМ) проводились исследования в слоях, расположенных на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности катания, образцов объемно-закаленных рельсов категорий «В», «ИК», «НЭ» и дифференцированно закаленных ДТ 350 по трем режимам.

В поверхностном слое рельсовой стали толщиной ~10 мм, независимо от режима термической закалки формируется поликристаллическая структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии (эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму протяженных пластинок) (рис. 1, а), зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита сферической, глобулярной и пластинчатой форм (зерна феррито-карбидной смеси) (рис. 1, в, г) и зернами структурно свободного феррита (зернами феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы) (рис. 1, д). Основной структурной составляющей рельсов, независимо от режима термической обработки являются зерна пластинчатого перлита.

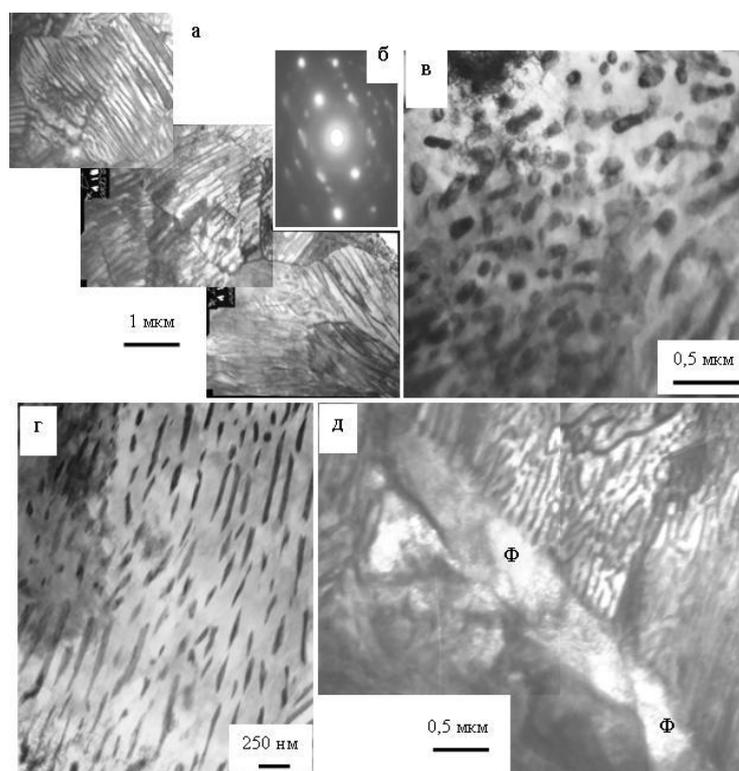


Рис. 1. ПЭМ изображения структуры рельсов; а, в-д – светлопольные изображения; б – микроэлектронграмма; на (д) - Ф – зерно структурно свободного феррита.

Для выявления степени однородности структуры рельсов сравнивали соответствующие параметры по центральной оси и по выкружке. Из анализа приведенных в табл. 1 результатов по неоднородности структурных составляющих рельсов следует, что после объемной закалки структура более однородна (по сравнению со структурой стали, формирующейся в результате дифференцированной закалки) в приповерхностном слое стали (слое толщиной ~ 2 мм) и менее однородна в слое, расположенном на расстоянии ~ 10 мм от поверхности катания.

Таблица 1

Неоднородность структуры рельсов по величине относительного содержания структурных составляющих рельсов ΔV , межпластинчатого расстояния зерен перлита Δh и плотности изгибных контуров $\Delta \delta$

Режим обработки	Расстояние от поверхности, мм	$\Delta V(1)$	$\Delta V(2)$	$\Delta V(3)$	Δh , нм	$\Delta \delta$, 10^2 см^{-2}
Объемная закалка	2	0,08	0,08	0,00	11	1,1
	10	0,05	0,06	0,01	10	0,1
Дифференцированная закалка	2	0,10	0,10	0,00	18	0,6
	10	0,04	0,04	0,00	3	0,4

Примечание: $\Delta V(1)$ – неоднородность относительного содержания зерен перлита; $\Delta V(2)$ – зерен феррито-карбидной смеси; $\Delta V(3)$ – зерен структурно свободного феррита.

Ранее отмечалось [1-2], что электронно-микроскопические изображения структуры исследуемых образцов рельсов практически всегда (не зависимо от категории рельсов и режима закалки) содержат изгибные контуры экстинкции. Изучая их характер и расположение в структуре материала, можно сделать вполне определенное заключение об источниках (концентраторах) внутренних полей напряжений, объемах их локализации и путях компенсации.

В рельсах концентраторами напряжений являются внутрифазные границы (границы раздела зерен феррита и перлита, зерен перлита и границы раздела колоний перлита) и межфазные границы (границы раздела пластин цементита и феррита в перлите, границы раздела

глобулярная частица/матрица). Изгибные экстинкционные контуры наблюдаются и в объеме сравнительно крупных (десятые доли микрометра) частиц цементита.

Независимо от категории стали и режима закалки, изгибные экстинкционные контуры минимальных поперечных размеров формируются у глобулярных частиц карбидной фазы, расположенных в зернах феррито-карбидной смеси. Более широкие изгибные контуры фиксируются у межфазных границ. Внутренние поля напряжений, формируемые внутрифазными границами раздела, не превышают предела текучести. Внутренние поля напряжений, генерируемые межфазными границами раздела (частица/матрица), могут достигать величины предела прочности и являться опасными концентраторами внутренних напряжений, способными при эксплуатации изделия привести к формированию микротрещин. Такие потенциально опасные концентраторы напряжений формируются преимущественно в рельсах после объемной закалки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.

[1] Громов В.Е., Волков К.В., Иванов Ю.Ф. и др. Структура, фазовый состав и дефектная субструктура рельсов высшей категории качества. Известия вузов. Физика. 2014. № 2. с. 72-76.

[2] Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Волков К.В. и др. Формирование градиентов структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в рельсах при дифференцированной закалке. Перспективные материалы. 2014. №3. с. 40-45.

ЗАВИСИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ СПЛАВА $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ ОТ ИСХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛА

Новоселов А.А., Печина Е.А., Баянкин В.Я.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

Целью работы являлось исследование влияния ионно-лучевого облучения на изменение морфологии поверхности, структуры, состава и физико-механических свойств медно-никелевого сплава, деформированного в наковальнях Бриджмена. Наибольший интерес представляло изучение изменения химического состава и микротвердости, для сравнения с результатами предыдущих исследований [1, 2].

Образцы представляли собой прокатанную фольгу сплава $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ толщиной 250 мкм, подвергнутую интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). После ИПДК до восьми оборотов с нагрузкой 3 ГПа толщина образцов составила: в центре – 150 мкм, по краям – 100 мкм.

Имплантация проводилась ионами аргона в импульсном режиме с плотностью тока 30 мкА/см², энергией ионов 30 КэВ, до дозы 10¹⁷ см⁻². Температура образцов в процессе облучения не превышала 170°C. Изменений атомной структуры после облучения не выявлено. Все образцы показали одинаковые результаты как до, так и после облучения (в пределах погрешности).

Микротвердость деформированных образцов зависит от расстояния до центра образца и определяется степенью деформации. Имеет место дислокационный механизм увеличения твердости материала. После облучения микротвердость увеличивается, причем в области высоких степеней деформации это увеличение выражено более ярко. Это подтверждает предположение о том, что изменение свойств материала при облучении вызывается релаксацией исходной дефектной структуры.

По результатам рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии было выявлено наличие большого количества адсорбированного углерода в части образцов, причем как с

облученной стороны, так и с необлученной. При этом карбиды не образуются. На части образцов концентрация углерода относительно мала и, в пределах исследованного слоя толщиной 20 нм, постоянна.

Распределение основных компонентов – никеля и меди – в образцах с любой степенью загрязнения имеет одинаковый характер на необлученной стороне и в пределах погрешности, постоянно на всех исследованных глубинах. Однако с облученной стороной ситуация иная – в случае, когда концентрация углерода не превышает найденного постоянного значения, отношение концентраций никеля к меди линейно убывает по мере удаления от облученной поверхности. Для установления физические механизмов, приводящих к формированию подобной зависимости, требуются дальнейшие исследования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН 12-П-2-1013 и Программы Президиума РАН 12-П-2-1040.

[1] В. Я. Баянкин, А. А. Новоселов, Ф. З. Гильмутдинов // ПОВЕРХНОСТЬ. 2014. № 2. с. 93–98.

[2] А. А. Новоселов, Ф. З. Гильмутдинов, В. Я. Баянкин // ПОВЕРХНОСТЬ. 2008. № 6. с. 57–64.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Сергеев С.Н.¹, Мусабилов И.И.¹, Шарипов И.З.^{1,2}

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

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*
semen@imsp.ru

Сплавы системы Ni_2MnGa в области комнатных температур испытывают два типа фазовых превращений. Первое превращение – магнитное, типа ферромагнетик-парамагнетик. Второе превращение мартенситного типа протекает в зависимости от состава сплава либо ферромагнитном состоянии, либо в парамагнитном состоянии. В ряде составов оба превращения протекают при одной температуре. В тех случаях когда температура мартенситного превращения ниже или совпадает с температурой магнитного превращения в сплавах наблюдается магнитоуправляемый эффект памяти формы. Наличие данного эффекта обусловлено управлением с помощью внешнего магнитного поля переориентировкой мартенситных доменов в процессе фазового превращения. Это открывает широкие перспективы применения данных материалов в качестве функционального элемента.

Однако сплавы в исходном литом состоянии являются хрупкими. В результате многократного термоциклирования через температуру мартенситного превращения образец сплава разрушается. Для решения этой проблемы необходима термомеханическая обработка материала, в результате которой наблюдается повышение стабильности его физических свойств. Целью данной работы является изучение влияния деформационной обработки сплавов системы Ni_2MnGa на их физические свойства, связанные с функциональностью.

В работе представлены результаты исследования температурной зависимости намагниченности поликристаллического сплава $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ в исходном литом состоянии, после интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КГД) и после отжига деформированного образца при температуре 400°C в течение 2 часов. Запись кривых $\sigma(T)$ проводилась при нагревании образца сплава в области температур существования мартенситного и магнитного фазовых превращений в магнитном поле 240 кА/м. Соответствующие данные представлены на рисунке 1.

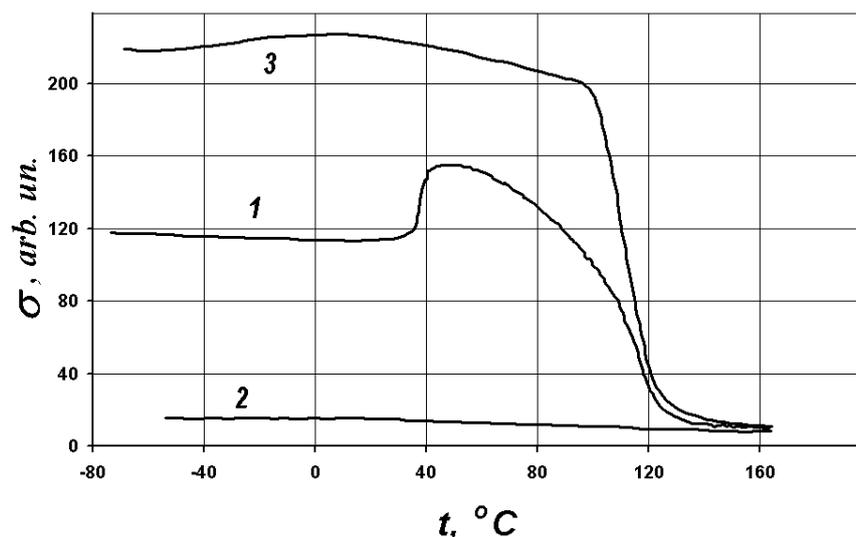


Рис. 1 Температурная зависимость намагниченности сплава $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$ в магнитном поле 240 кА/м. 1 – исходное литое состояние, 2 – ИПД, 3 – отжиг при 400°C в течение 2 часов.

Кривая 1 соответствует исходному состоянию материала. Как видно из рисунка мартенситное превращение в сплаве протекает в ферромагнитном состоянии, т.к. температура мартенситного превращения лежит ниже точки Кюри. На кривой 2, которая соответствует состоянию после ИПД, отсутствуют характерные скачкообразные изменения намагниченности сплава в области мартенситного превращения, а намагниченность образца практически отсутствует. Следовательно, после деформационной обработки сплава в нем не наблюдается мартенситное превращение и присутствует слабое ферромагнитное упорядочение. После отжига образца сплава при температуре 400°C в течение 2 часов в нем восстанавливается ферромагнитный порядок (кривая 3). Однако мартенситного превращения не наблюдается.

Таким образом, можно сделать следующие выводы. Интенсивная пластическая деформация поликристаллического сплава $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$ приводит к разрушению ферромагнитного порядка в образце и мартенситное превращение в таком материале отсутствует. Отжиг образца сплава при температуре 400°C в течение 2 часов приводит к восстановлению только ферромагнитного порядка, мартенситное превращение не наблюдается.

Работа проведена при поддержке гранта РФФИ №14-02-31699-мол а.

ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО НАПРАВЛЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ИЗМЕНЕНИЯ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛА БОРАТА ЖЕЛЕЗА

Шарипов М.З.¹, Соколов Б.Ю.²

¹Бухарский инженерно-технологический институт, 200117, Бухара, Узбекистан

²Национальный университет Узбекистана им. М.Улугбека, 100147, Ташкент, Узбекистан
m.z.sharipov@rambler.ru

Прозрачные слабые ферромагнетики являются (в первую очередь, благодаря высокой подвижности ДГ) перспективной средой для элементной базы различных приборов техники оптической связи [1], помимо чисто научного интереса эти исследования были стимулированы и проблемами прикладного характера. Такого рода проблемы неизбежно возникают при разработке конструкции того или иного функционального элемента прибора, когда необходимо учесть возможные изменения основных характеристик (магнитной восприимчивости, коэрцитивной силы и т.п.) используемого магнитного материала под действием механических

напряжений, вызванных, например, деформацией узлов крепления функционального элемента при изменении температуры окружающей среды.

При комнатной температуре в размагниченном состоянии исследуемый образец кристалла FeVO_3 имел двухслойную ДС с ориентацией доменных границ в базисной плоскости вдоль направлений, близких к направлениям C_2 – осей (являющихся легкими осями внутриплоскостной гексагональной анизотропии) [2]. На рис.1а представлена ДС исследованного образца, полученная при $H = 0$.¹ Домены представляют собой полосы шириной ~ 0.5 мм с четкими границами. Такая ДС, как уже указывалось выше, характерна для свободных от механических напряжений достаточно тонких пластинок FeVO_3 .

Как показали эксперименты, ДС кристалла, наблюдаемая в случае «ненапряженного» образца, практически не зависит от температуры во всем исследованном интервале $80 \leq T \leq 290$ К. Иначе ведет себя ДС «приклеенного» образца: при понижении температуры, начиная примерно с $T = 270$ К, неелевские стенки постепенно искривляются, а ДС из двухслойной превращается в сквозную, принимая вид секторов концентрических колец приблизительно равной толщины, имеющих центром место приклеивания образца (рис.1 б, в). Обратившись к рис.1б, можно заметить, что максимальный контраст изображения ДС наблюдается в центральной части образца, причем степень четкости изображения доменов практически не изменяется по всей площади образца вдоль вертикальной Y – оси (ориентация осей выбранной системы координат показана на рис.1в). Эта неравномерность контраста изображения не является результатом расфокусировки оптической системы микроскопа, а возникает как следствие изменения азимутального угла вектора \mathbf{m} в базисной плоскости кристалла.

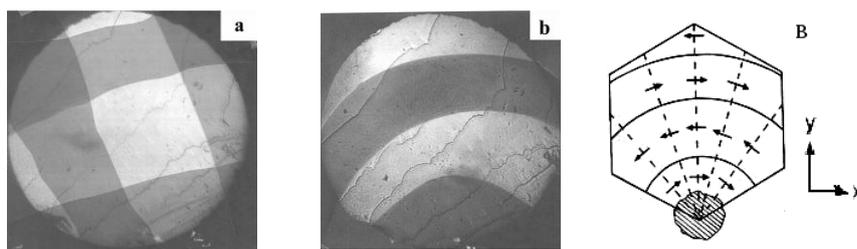


Рис. 1. Изображения доменной структуры «приклеенного» кристалла FeVO_3 , полученные при $H = 0$: а – $T = 290$ К, б – $T = 80$ К; в – пространственное распределение векторов \mathbf{m} (стрелки) в базисной плоскости напряженного кристалла. Штриховые линии – направления действующих механических напряжений, заштрихованная область – капля клея, которым кристалл приклеен к держателю образца. Справа – ориентация осей лабораторной системы координат (ось X совпадает с направлением одной из трех осей C_2 , Z – ось – с направлением оси C_3 [3]).

Как известно, в напряженном состоянии кристалла при $H = 0$ вектор \mathbf{M}_s ориентируется в базисной плоскости преимущественно перпендикулярно направлению сжатия. Очевидно, что когда механические напряжения распределены по кристаллу неоднородно, ориентация \mathbf{m} в базисной плоскости будет меняться от точки к точке. На основании этого пространственное распределение вектора \mathbf{m} в ДС напряженного кристалла (приведенной на рис.1б) схематично может быть представлено в виде, показанном на рис.1в (предполагается, что \mathbf{m} не изменяется по толщине кристалла). Откуда следует, что температурные деформации держателя образца создают в кристалле радиально направленные из места его приклеивания неоднородные напряжения сжатия, при этом ДС кристалла остается 180 – ти градусной.

¹ Тонкие ломаные линии, видимые на поверхности образца, – изображения границ слоев роста кристалла.

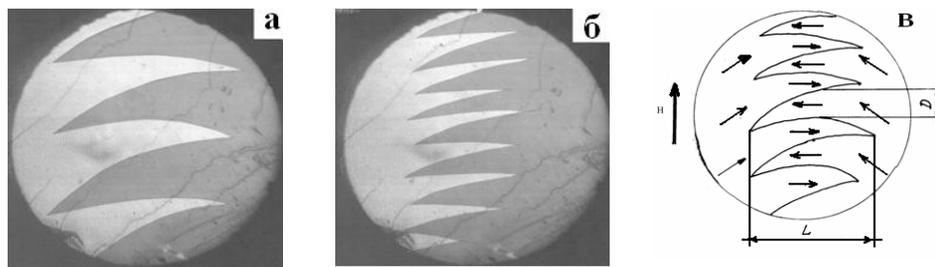


Рис.2. Изображения доменной структуры напряженного кристалла FeVO_3 , наблюдаемые при $T = 80$ К: а – $H = 3$, б – 20 Э ($\mathbf{H} \perp \mathbf{X}$); в – пространственное распределение вектора \mathbf{m} (стрелки внутри круга) в возникающей доменной конфигурации. Стрелка вне круга указывает направление приложенного поля. D – средняя ширина клиновидного домена, L - его длина [3].

Интерес представляет эволюция ДС напряженного кристалла, наблюдаемая при $\mathbf{H} \perp \mathbf{X}$. В магнитном поле ДГ испытывает давление [82]:

$$P = M_s H (\cos \theta_1 - \cos \theta_2), \quad (1)$$

где θ_1, θ_2 – углы, которые вектор \mathbf{m} составляет с \mathbf{H} по обе стороны ДГ. Поскольку углы θ_1 и θ_2 меняются вдоль направления ДГ (см. рис.1 б,в), действие поля в этом случае приводит к тому, что «темные» домены справа от центральной части образца растут за счет «светлых» доменов, а слева от центра – наоборот, увеличиваются площади «светлых» доменов (визуально «темные» домены воспринимаются коричневыми, а «светлые» - зелеными). Наиболее быстро процесс смещения доменных стенок идет по краям образца, где давление P максимально (в то время как в центральной его части вдоль Y – оси $P \approx 0$). В результате в некотором поле H_0 ($H_0 \approx 3$ Э при $T = 80$ К) в кристалле остаются только два («светлый» и «темный») так называемых встречных домена, разделенные одной зигзагообразной доменной стенкой (рис.2 а,б).²

При дальнейшем увеличении H происходит уменьшение площадей клиновидных доменов, которые разделяет ДГ, однако зигзагообразная форма ДГ сохраняется вплоть до полей перехода кристалла в однородное состояние. Рис.2 а, б иллюстрирует изменение ДС напряженного кристалла в процессе его намагничивания при $\mathbf{H} \perp \mathbf{X}$, а на рис.2 в схематически показано возникающее при этом пространственное распределение \mathbf{m} в базисной плоскости кристалла.

Таким образом, определено, что радиально направленные механические напряжения в базисной плоскости кристалла FeVO_3 приводят к возникновению встречных зигзагообразных доменов, не существующих в этом кристалле в отсутствие в нем напряжений.

[1] J.A. Eaton, A.H. Morrish. *Canad. J. Phys.* **49**, 22, (1971).

[2] D.E. Lacklison, J. Chadwick, J.L. Page. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **5**, (1972).

[3] С.Р. Бойдедаев, Д.Р. Джураев, Б.Ю. Соколов, М.З. Шарипов. *УзбФЖ.* **11**, 1, (2009).

² При изменении температуры от 80 до 270 К поле H_0 уменьшается примерно в 1,5 раза.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ Al-Co СПЛАВА

Ширинкина И.Г.¹, Меньшикова С.Г.², Бродова И.Г.¹, Астафьев В.В.¹,
Яблонских Т.И.¹, Ладьянов В.И.²

¹Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия

²Физико-технический институт, Ижевск, Россия

Были исследованы закономерности влияния температуры на процессы кристаллизации расплава при различных скоростях охлаждения (медленное охлаждение-5-100 град/мин, быстрая 10^3 - 10^4 град/с и сверхбыстрая 10^5 - 10^6 град/с закалка), на структуру и свойства сплава Al-1.5 ат.% Co. Образцы при скоростях 10^3 - 10^4 град/с в виде диска получены в щелевой медный кокиль. Образцы в виде лент получены методом спиннингования при скорости охлаждения расплава $\sim 10^5$ - 10^6 град/с.

Металлографические исследования структуры образцов выполнены с помощью оптического микроскопа «Neophot-32». Количественные характеристики структурных компонентов сплава определяли с использованием стандартных методик. Фазовый состав сплавов и параметр решётки алюминиевого твёрдого раствора определены методом РСА на дифрактометре ДРОН-6 в Cu-K α излучении. Размер структурных компонентов в сплавах оценивался с использованием компьютерных методов количественной металлографии. Микротвёрдость H_v измеряли на приборе «ПМТ-3» при нагрузке 0,2 Н (погрешность не превышала 10%). Электронно-микроскопические исследования выполняли на электронном просвечивающем микроскопе «JEM-200CX».

Исследована морфология формирующихся структур и исследованы физико-механические свойства (микротвёрдость) полученных сплавов. Установлены закономерности влияния состояния жидкой фазы на процессы структурообразования и свойства исследуемых сплавов при различных скоростях охлаждения.

Структуры сплавов, полученные от разных температур (850, 900, 1000, 1100, 1200°C) при охлаждении со скоростью 100 град/мин полностью идентичны, соответствуют равновесной диаграмме состояний.

При охлаждении со скоростью $\sim 10^3$ - 10^4 град/с в образце, полученном от температуры 850°C наблюдаются одновременно две первичные фазы: дендриты α -фазы и первичные выделения Al_9Co_2 . Нагрев до 1200°C приводит к сдвигу эвтектической точки, подавлению выделения первичной фазы Al_9Co_2 и образованию пересыщенного твёрдого раствора кобальтом. Подстуживание при 850°C после нагрева до 1200°C снимает эффект пересыщения твёрдого раствора кобальтом, а практически весь кобальт входит в состав алюминидов кобальта эвтектического происхождения. Образец, полученный от 950°C имеет крайне неоднородную структуру, преимущественно - заэвтектическую.

Основной структурной составляющей лент, независимо от условий термообработки расплава, являются зёрна α -фазы, разделенные эвтектической прослойкой. В лентах, полученных от 1200°C, формируется пересыщенный кобальтом твердый раствор алюминия, имеющий самое высокое значение микротвёрдости. Эти ленты термически выдерживались в вакуумированных кварцевых ампулах при различных температурах: 300, 400, и 500°C в течение 1 часа. Установлено, что распад твердого раствора наблюдается после отжига при 300°C.

Работа выполнена при поддержке программы интеграционных фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-И-2-2031.

АМОРФИЗАЦИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

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

²МГУПИ, Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

В работе были изучены структурные и фазовые превращения при мегапластической деформации (МПД) аморфного и частично кристаллизованного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в камере Бриджмена. Образцы для исследования были получены методом спиннингования расплава в атмосфере аргона в виде аморфной ленты, толщиной около 50 мкм и шириной 8 мм.

Исходное кристаллическое состояние того же материала было получено при последующей термической обработке аморфной ленты. Мегапластическую деформацию образцов в обоих исходных состояниях проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении $P=4$ ГПа и при комнатной температуре; число полных оборотов подвижной наковальни n варьировалось в пределах : $1/8, 1/4, 1/2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8$ и 9 . Проводилось также гидростатическое сжатие образцов без кручения. Структурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Рентгеновские профили сплава, деформированного в различных исходных состояниях представлены на рисунке 1а,б.

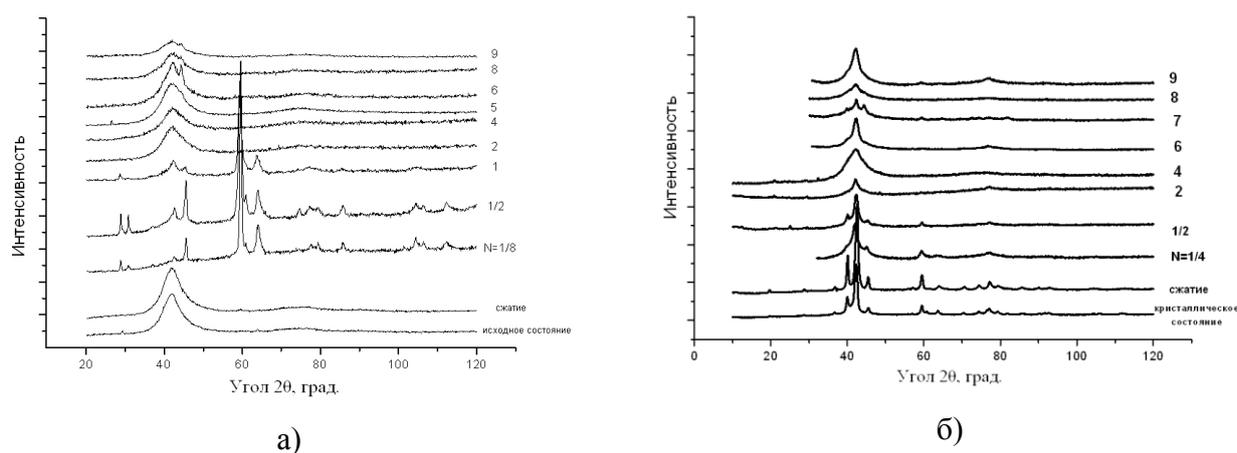


Рис.1. Профили рентгеновских линий, полученные для сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в исходном аморфном (а) и в исходном кристаллическом (б) состояниях после сдвига под высоким давлением с различным числом оборотов.

При деформации исходно аморфного состояния начальные стадии МПД ($n = 1/8, 1/2$ и 1) характеризуются появлением в структуре кристаллических фаз (объемная доля кристаллической фазы при $n = 1/2$ составляет $\sim 80\%$), затем, при увеличении деформации, объемная доля кристаллической фазы уменьшается и при $n = 4$ сплав полностью аморфизуется. Этот факт подтверждается наличием рентгеноаморфного гало и электронно-микроскопические изображениями, где наблюдается типичный для аморфной фазы ультрадисперсный абсорбционный контраст типа «соль-перец». При возрастании деформации до $n = 6$ на рентгеновском спектре наблюдается расщепление первичного гало на два синглета, что трактуется как возможная частичная кристаллизация. Действительно, на электронно-микроскопических изображениях этого состояния помимо аморфной фазы обнаружены области, заполненные равноосными и дефектными зернами со средним размером 150 нм. Дальнейшее возрастание деформации ($n = 8$) приводит к полной аморфизации сплава.

Исходно кристаллическое состояние сплава характеризуется наличием структуры пластинчатого мартенсита В19. По мере роста деформации ($n = 1$) наблюдается деградация пластинчатой структуры В19: регулярное расположение пластин нарушается, наблюдается их раздробление, искривление и даже разворот, а затем переход в аморфное состояние. Одновременно с деградацией пластин мартенсита происходит пластическая деформация образовавшейся аморфной фазы, в результате которой, начиная с $n = 1/2$, электронно-микроскопически регистрируется появление нанокристаллической В2 - фазы с размером отдельных частиц до 10 нм как в полосах сдвига, так и равномерно распределенных. При деформации ($n = 4$) исходно кристаллическая структура становится полностью рентгеноаморфной. Сравнивая данные рентгеновского и электронно-микроскопического исследования, можно предполагать, что природа аморфных состояний после закалки из расплава и после МПД кристаллического сплава различна. Действительно, интегральная ширина гало аморфного состояния после закалки из расплава определяется поликластерной структурой металлического стекла, тогда как интегральная ширина гало после деформации ($n = 4$) отражает результат суперпозиции аморфного состояния, полученного в ходе МПД, и нанокристаллов фазы В2 размером до 10 нм, образовавшихся в ходе деформации вторичной аморфной фазы. После деформации $n = 6$ электронно-микроскопически выявлено состояние локальной неустойчивости В2 фазы, которое является промежуточным состоянием мартенситного превращения В2 \Rightarrow В19.

При деформации $n = 7$ на рентгеновском спектре, также как и в исходно аморфном состоянии, наблюдается расщепление первичного гало, которое исчезает при дальнейшем увеличении деформации.

Таким образом, в результате исследования обнаружено, что при осуществлении последовательно нарастающих деформаций в случае исходно аморфного состояния реализовано три цикла прямых и обратных фазовых переходов. В кристаллическом состоянии также наблюдается цикличность в изменении фазового состава материала по мере увеличения деформации в камере Бриджмена.

Наличие циклических фазовых превращений «кристалл \Rightarrow аморфное состояние» и «аморфное состояние \Rightarrow кристалл» вне зависимости от исходной структуры многокомпонентных сплавов обусловлено процессами диссипации механической энергии, непрерывно вводимой в твердое тело при МПД.

В зависимости от температуры деформации и от способности к протеканию дислокационных перестроек возможно несколько каналов диссипации «открытой механической системы»: дислокационно-дисклинационная аккомодация, динамическая рекристаллизация, фазовые превращения (включая аморфизацию и кристаллизацию) и выделение тепла. В нашем случае основную роль играют процессы аморфизации и кристаллизации в сочетании с тепловыми эффектами. Нельзя также исключить определенную роль термоупругого мартенситного превращения В2 \Rightarrow В19. Наблюдение многократных циклических превращений для заданного сплава по мере увеличения деформации возможно лишь в том случае, когда он характеризуется высокой склонностью к деформационной аморфизации и одновременно высокой склонностью к деформационной кристаллизации. Этим уникальным свойством обладает сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 12-02-00860 и 14-02-00271).

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ЦИРКОНИЙ-ЖЕЛЕЗО, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЭЛЕМЕНТНЫХ ПОРОШКОВ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Талуц Н.И.¹, Добромыслов А.В.¹, Пилюгин В.П.¹, Валиев Э.А.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

NinaTaluts@imp.uran.ru

Одной из основных характеристик металлических материалов, определяющих их физико-механические свойства, является размер зерна. Изменяя размер зерна посредством деформации можно существенно изменить механические и физические характеристики металлов и сплавов. В последнее время появилось большое количество работ, посвященных получению нанокристаллических материалов с помощью интенсивной пластической деформации [1-2]. В качестве исходных образцов обычно используются металлы и сплавы в поликристаллическом и монокристалльном состоянии. Однако наименьший размер зерна в деформированных сплавах может быть получен тогда, когда в качестве исходного материала используется смесь элементных порошков. Целью данной работы является исследование влияния интенсивных пластических деформаций под высоким давлением на формирование нанокристаллической структуры в сплавах системы цирконий-железо.

Для проведения исследований были приготовлены элементные порошковые смеси циркония и железа с содержанием железа 5, 10, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90 ат.%. Полученные элементные смеси были подвергнуты механосплавлению в наковальнях Бриджмена при давлении 8 ГПа при комнатной температуре. Структура синтезированных сплавов была изучена методами рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-3 с использованием Cu K_α -излучения и графитового кристалл-монокроматора и просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-200СХ. Тонкие фольги готовили химической полировкой в смеси плавиковой и азотной кислот.

В результате исследования было обнаружено, что интенсивная пластическая деформация под давлением порошковых смесей всех составов приводит к образованию монолитных сплавов. Установлено, что во всех синтезированных сплавах происходит образование ω -фазы – фазы высокого давления циркония. Из полученных дифрактограмм следует, что фазовый состав сплавов зависит от содержания железа в исходной смеси и степени деформации. Сплав Zr–5 ат.% Fe является однофазным и состоит только из ω -фазы. Отсутствие линий железа на дифрактограммах этого сплава свидетельствует о растворении железа в кристаллической решетке циркония в процессе интенсивной пластической деформации. На дифрактограммах сплава Zr–10 ат.% Fe, продеформированного кручением на 10 оборотов, наблюдаются слабые линии железа, которые полностью исчезают при дальнейшем увеличении степени деформации. На дифрактограммах всех остальных сплавов линии α -железа присутствуют. Это указывает на то, что максимальная растворимость железа в цирконии составляет ~10 ат.%. Присутствие линий циркония на дифрактограммах сплава Zr–90 ат.% Fe указывает на то, что растворимость циркония в железе меньше 10 ат.%. В сплавах с содержанием железа 10 ат.% и больше наряду с ω -фазой присутствует небольшое количество α -фазы циркония.

Из результатов электронно-микроскопического исследования структуры синтезированных сплавов следует, что в сплавах формируется нанокристаллическая структура (рис. 1). На электронограммах наблюдаются хорошо выраженные текстурные максимумы, относящиеся к α - и ω -фазам циркония (рис. 1б). Присутствие таких текстурных максимумов указывает на то, что пластическая деформация циркония протекала не только в α -фазе, но и в ω -фазе, а также определить плоскость скольжения в ω -фазе.

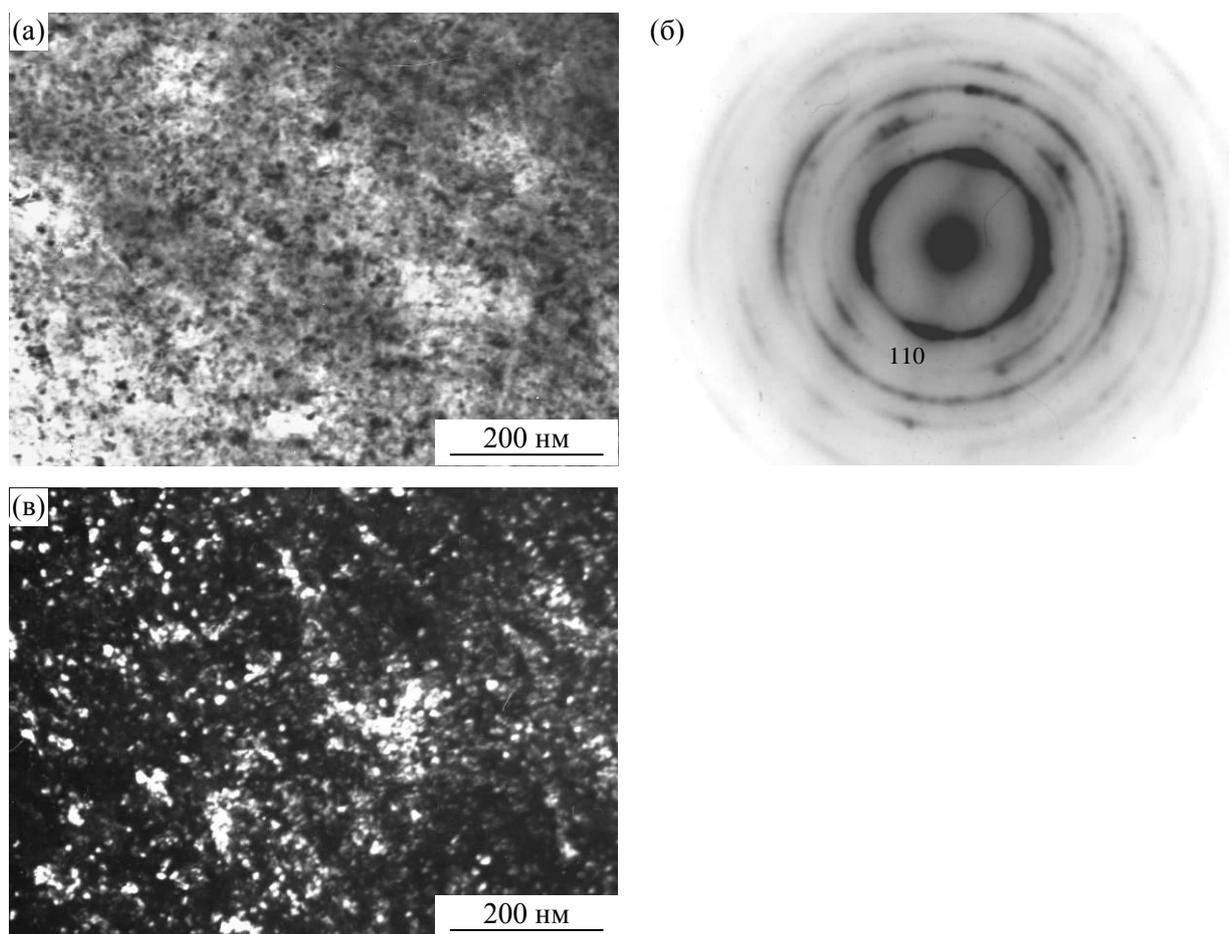


Рис. 1. Структура сплава Zr-10 ат.% Fe, синтезированного путем интенсивной деформации под давлением ($P = 8$ ГПа, 30 оборотов):
 а – светлопольное изображение; б – микроэлектроннограмма; в – темнопольное изображение, полученное в рефлексе (110) ω -фазы.

Определены средние размеры структурных элементов в исследуемых сплавах и построены гистограммы распределения зерен по размерам. Установлено, что средний размер зерна уменьшается как при увеличении содержания железа в сплаве, так и при увеличении степени деформации. Самое мелкое зерно наблюдается в образцах после деформации кручением на 30 оборотов и составляет $\sim 5\text{--}7$ нм. Сравнение между собой гистограмм распределения зерен по размерам показывает, что гистограммы для сильнее деформированных образцов имеют более узкое распределение.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта № 12-П-2-1009 Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Вещество при высоких плотностях энергии».

[1] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

[2] Кузьмич Ю.В., Колесникова И.Г., Серб В.И., Фрейдин Б.М. Механическое легирование. М.: Наука, 2005. 213 с.

ОБРАЗОВАНИЕ МАРТЕНСИТА 14М В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni-Al

Валиуллин А.И., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Воронин В.И.

Институт физики металлов, г. Екатеринбург, Россия
a_valiullin@mail.ru

Сплавы Ni-Al испытывают термоупругое мартенситное превращение. Температура мартенситного превращения в этих сплавах варьируется в широких пределах от -180 до +500°C за счет изменения концентрации никеля. Сплавы обладают прекрасной жаростойкостью, на основе этих материалов получены сплавы, обладающие высокотемпературным эффектом памяти формы (ВТЭПФ). В двойных крупнокристаллических сплавах Ni-Al, в зависимости от состава, при охлаждении появляется мартенсит L1₀ или длиннопериодный мартенсит 14М(7R). В крупнокристаллическом состоянии мартенсит 14М имеет тонкопластинчатую структуру, в отличие от мартенсита L1₀.

В работе были исследованы быстро закристаллизованные из расплава микрокристаллические сплавы Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅, Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ и Co₃₆Ni₃₆Al₂₈ (ат.%), полученные методом спиннингования расплава на вращающийся стальной барабан. Образцы исследуемых сплавов представляли из себя ленту с сечением ~ 2 x 30 мкм. Для изучения использовались рентгеновская установка ДРОН-4, просвечивающий электронный микроскоп JEM-200СХ и проводилось измерение электросопротивления.

Размер зерна в быстрозакристаллизованных из расплава сплавах составил от 0,5 до 4 мкм. Все структуры представляют собой пакеты плоскопараллельных мартенситных пластин с прямолинейными границами соприкосновения. В двух сплавах Ni₆₄Al₃₆ и Co₃₆Ni₃₆Al₂₈ наблюдаются участки непревращенного аустенита с решеткой B2. В отличие от крупнокристаллического состояния в исследуемых микрокристаллических сплавах обычно в одном зерне формируется пакет мартенситных пластин одной ориентировки. В сплавах Ni₆₅Al₃₅, Ni₅₆Al₃₄Co₁₀ и Co₃₆Ni₃₆Al₂₈ мартенситные пластины лишены внутреннего двойникования. В сплаве Ni₆₄Al₃₆ пластины обычно внутренне двойникованы. На микродифракциях видны рефлексы мартенсита L1₀. На рентгеновской установке обнаружены линии непревращенного аустенита с решеткой B2 в трех сплавах Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅ и Co₃₆Ni₃₆Al₂₈, и рефлексы мартенсита L1₀ во всех четырех сплавах.

Мартенсит 14М удалось обнаружить только с помощью рентгеноструктурного исследования в двух микрокристаллических сплавах (Ni₆₄Al₃₆, Ni₆₅Al₃₅) по появлению сильной структурной линии (117). Другие структурные линии мартенсита 14М совпадают с отражениями от мартенсита L1₀ и не превращенного аустенита B2. Интенсивность сверхструктурных линий очень мала, что не позволило надежно зафиксировать мартенсит при электронно-микроскопическом исследовании.

Измерение электросопротивления позволило опередить температуры мартенситного превращения (см. табл.).

Таблица

БЗР сплав	M _H , °C	M _K , °C	A _H , °C	A _K , °C
Ni ₆₄ Al ₃₆	142	102	126	169
Ni ₆₅ Al ₃₅	300	221	213	327
Ni ₅₆ Al ₃₄ Co ₁₀	323	272	285	375
Co ₃₆ Ni ₃₆ Al ₂₈	38	-15	74	-15

Работа выполнена по теме «Структура» и частично финансировалась по проекту Президиума РАН №12-П-2-1043.

НАНОЧАСТИЦЫ ЦЕМЕНТИТА В СФЕРОГРАФИТНЫХ БЕЙНИТНЫХ ЧУГУНАХ

Волкова Е.Г.¹, Сагарадзе В.В.¹, Георгиев М.Н.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт механики, БАН, Болгария, София

В работе были проведены исследования структуры так называемых бескарбидных нелегированных (1) и легированных (2) бейнитных сферографитных чугунов и их трещиностойкости (составы указаны в табл. 1). Показано влияние остаточного аустенита на статическую трещиностойкость чугунов. Посредством трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) выявлена структурная близость бейнитного феррита (α_B) и дислокационного (речного) мартенсита. Высокая плотность дислокаций ($1.1 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$) и небольшое количество чрезвычайно дисперсных карбидов в бейнитном феррите рис. 1 являются

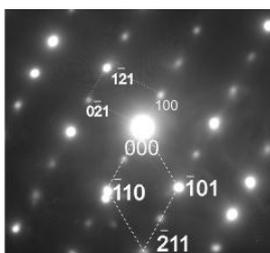
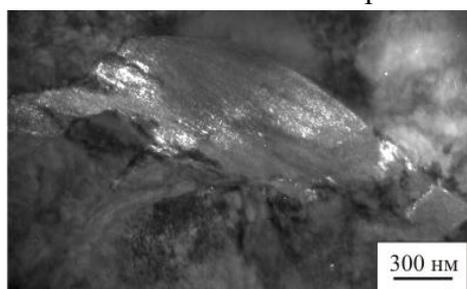


Рис. 1. Тонкая структура образца № 3; а - темнопольное изображение в рефлексе 021_{α} ; б - картина микродифракции, оси зон $[111]_{\alpha}$ и $[012]_{\alpha}$

основной причиной повышенной прочности чугунов. Наличие упрочненного феррита в сочетании с возможностью пластического деформирования остаточного аустенита обеспечивает высокую трещиностойкость исследованных бейнитных сферографитных чугунов (табл. 2). Максимальные значения трещиностойкости легированных бейнитных сферографитных чугунов, достигаются после изотермической закалки в области нижнего бейнита – при 290°C . Получение максимальной трещиностойкости нелегированных чугунов обеспечивается при температуре изотермической закалки 340°C . Сочетание прочности бейнитного феррита с хорошей пластичностью остаточного аустенита (в количестве $\sim 35\%$), предопределяет высокую трещиностойкость этих чугунов.

Таблица 1. Химический состав исследованных сферографитных чугунов

Номер плавки	Химический состав [вес. %]										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	N	Mg	Mo	Cu	Ni
1	3.18	2.90	0.27	0.007	0.07	0.043	0.0077	0.032	-	0.037	0.035
2	3.01	2.97	0.14	0.007	0.07	0.044	0.0073	0.033	0.25	0.60	0.59

Таблица 2. Механические свойства и режимы обработки исследованных образцов

Хим. состав	Номер образца	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Аустенизация		Изотермическая закалка	
					$T^{\circ}\text{C}$	τ , мин	$T^{\circ}\text{C}$	τ , мин
2	1	998	1301	4.5	930	60	290	30
	2	850	1000	7.5	890	60	340	30
	3	777	907	9.0	850	60	390	30
1	4	1187	1291	5.0	860	60	290	65
	5	974	1115	12.1	900	60	340	35
	6	772	1040	15.4	900	60	390	30

Работа выполнена при поддержке проекта президиума РАН № 12-П-2-10-43.

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ФРИКЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В АУСТЕНИТНЫХ Fe-Mn СПЛАВАХ

Шабашов В.А., Заматовский А.Е., Коршунов Л.Г.

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

Ранее нами было предложено рассматривать схему деформационного нагружения сдвигом под давлением во вращающихся наковальнях Бриджмэна в качестве макроскопической модели деформации металла в первой зоне фрикционного контакта.

В настоящей работе начато исследование структурно-фазовых превращений при разных температурах в процессе трения скольжения и сдвига под давлением в стабильных аустенитных сплавах $Fe-40Mn$ и $Fe-22Mn-18Cr-0.8N$ с целью модифицирования структуры поверхностных слоев. Наряду со структурой в объеме образцов анализировали продукты износа после трения скольжения.

Показано, что в продуктах износа стали $Fe-40Mn$ формируется до 10% хаотических дефектов упаковки (ХДУ), являющихся зародышами ε -фазы. В условиях квазигидростатического сжатия в стали $Fe-40Mn$ происходит $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ переход со значительным гистерезисом по давлению. При сдвиге под давлением сталь претерпевает необратимый $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -переход. Сделан вывод, что при трении скольжения в стали $Fe-40Mn$ инициируются сжимающие напряжения, приводящие к образованию ХДУ, являющихся зародышами ε (ГПУ)-фазы.

После деформирования трением скольжения в поверхностных слоях и продуктах износа, также как и при сдвиге под давлением состаренной стали $Fe-22Mn-18Cr-0.8N$ происходит растворение продуктов ячеистого распада (Cr_2N) и увеличение содержания азота в аустенитной матрице. После трения в поверхностных слоях и продуктах износа состаренной (90% продуктов распада) стали наблюдается антиферромагнитное упорядочение γ -фазы и формирование значительного количества α -мартенсита. Сделан вывод о том, что в стареющей стали $Fe-22Mn-18Cr-0.8N$ трение создает условия, близкие к деформации сдвигом под давлением, приводящему к растворению нитридов Cr_2N и механическому легированию азотом аустенита. Степень растворения нитридов заметно снижена в случае предварительного старения стали. Контактные растягивающие напряжения способствуют развитию в этой стали $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и инициируют образование и распространение микротрещин в поверхностных слоях.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФ № 14-13-00908.

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ $Cu_{50}Ni_{50}$ ПОСЛЕ СФОКУСИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Жихарев А.В., Климова И.Н., Баянкин В.Я.

ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия
less@ftiudm.ru

В работе представлены результаты исследования влияния импульсного лазерного излучения на сегрегационные процессы в поверхностных слоях медно-никелевой системы, находящейся в неравновесном упруго-напряженном состоянии.

Исследования проведены с помощью рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), атомной силовой микроскопии (АСМ) и измерениями микротвердости.

Лазерное воздействие на образцы осуществлялось прецизионным лазерным маркером «БетаМаркер-2010» и оптоволоконным иттербиевым лазером «LDesigner». Облучение проводили как с различной интенсивностью (плотностью мощности), так и с разным числом импульсов лазера.

В качестве объекта исследования использовались прокатанные $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ фольги толщиной 50 мкм.

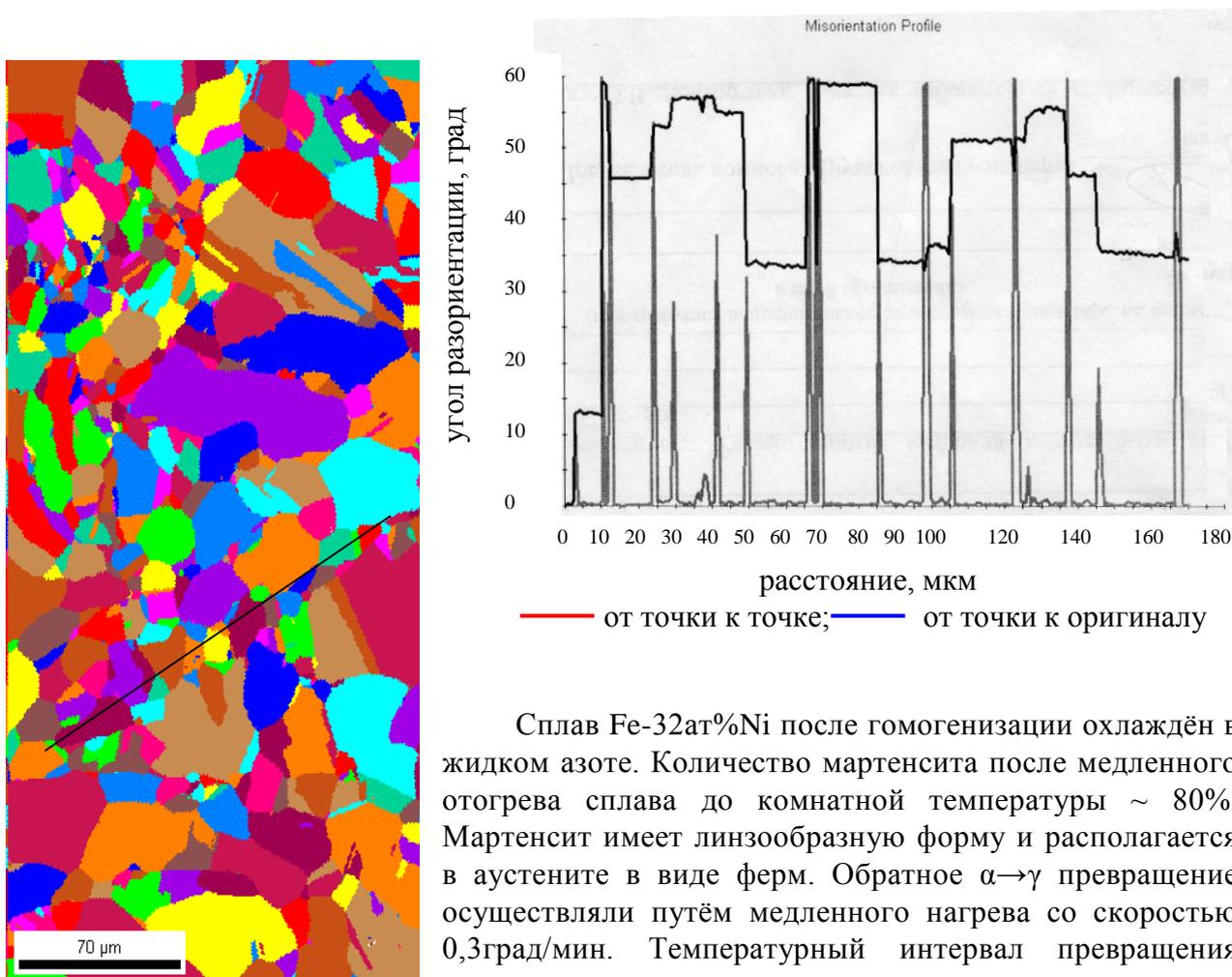
В ходе исследований было обнаружено, что после лазерного воздействия на облученной стороне $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ фольг происходит перераспределение элементов. Зафиксировано изменение микротвердости облученной поверхности. Предложены механизмы, позволяющие объяснить наблюдаемые изменения в образцах после лазерного воздействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ проект N 13-02-96002_p_урал_a.

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ МЕДЛЕННОГО НАГРЕВА Fe-Ni СПЛАВОВ В $\alpha + \gamma$ СОСТОЯНИИ

Земцова Н.Д.

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



Сплав Fe-32at%Ni после гомогенизации охлаждён в жидком азоте. Количество мартенсита после медленного отогрева сплава до комнатной температуры $\sim 80\%$. Мартенсит имеет линзообразную форму и располагается в аустените в виде ферм. Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение осуществляли путём медленного нагрева со скоростью 0,3град/мин. Температурный интервал превращения определяли магнитным методом в процессе нагрева.

Температура начала $\alpha \rightarrow \gamma$ 310°C. Температура полного перехода сплава в парамагнитное состояние 515°C.

Структура метастабильного сплава Fe-32at%Ni после нагрева до 700°C представлена на рисунке. Она характеризуется ярко выраженной разнотерностью. Расположение мелких зёрен рисует ферму, адекватную расположению бывших пластин мартенсита. В участках остаточного аустенита располагаются более крупные зёрна. На графике серой линией показан угол разориентации рядом расположенных зёрен. Их местоположение отмечено чёрной линией на изображении структуры. Эти зёрна мелкие, образовавшиеся внутри бывшей α -пластины. Наиболее часто встречающаяся разориентация зёрен – 60°.

На графике чёрной линией показано изменение угла разориентации по отношению к первому зерну. В этом случае помимо разориентации в ~ 60° наиболее часто встречается разориентация в 35°. Известно [1, 2], что в средней части температурного интервала обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при медленном нагреве происходит формирование промежуточной мартенситной 9R+3R-фазы с существенными искажениями кристаллической решётки. Релаксация напряжений в процессе последующего нагрева приводит к формированию указанной разнотерной структуры. Наблюдение разориентаций в 60° и 35° полностью соответствует экспериментальным результатам по исследованию разориентаций наноструктур, формирующихся в процессе больших деформаций аустенитных сталей [3]. Их образование обусловлено поворотом фрагментов структуры в процессе релаксации напряжений механизмом прямого плюс обратного $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ превращения, ведущего к разориентации в 60°. Разориентация в 35° реализуется в структуре, претерпевшей предварительное механическое двойникование. В настоящей работе показано, что релаксация внутренних упругих напряжений в α -матрице, содержащей « γ -мартенсит» и крупные протяжённые пластины (9R+3R), осуществляется аналогичным механизмом и приводит к преимущественной реализации тех же самых разориентаций между зёрнами.

[1] Земцова Н.Д. Структурный механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сплаве Fe-32%Ni. // Кристаллография. 2014. Т.59. № 3. С. 412-422.

[2] Zemtsova N.D. Crystallography. 2014. Springer. DOI 10.1134/S106377451402028X.

[3] Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr-14Ni – 2Mo // ФММ. 2011. Т.112. № 4. С.436-448.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Землякова Н.В.

*Институт проблем машиностроения НЦ Российской академии наук. Нижний Новгород,
Белинского ул., 85, 603024*

Для получения изделий из сплава путем гидровзрывного деформирования требуется повышение скорости деформации до $10^3 - 10^4 \text{ с}^{-1}$ и создания однородной микроструктуры. Особенностью структуры ультрамелкозернистого сплава 1421 после равноканального углового прессования является сохранение деформационной и кристаллографической анизотропии зерен и пониженной технологической пластичности, полученной при отжиге

[1]. Для повышения пластичности УМЗ сплава 1421 необходимо уменьшить объемную долю S - фазы по границам зерен и получить ее равномерное распределение в матрице [2].

В настоящей работе изучали изменение структурно - фазовых превращений в алюминиевом сплаве 1421 после импульсно - волнового деформирования сжатия (ИВДС) по Кольскому при скорости деформации $3 \times 10^3 \text{ с}^{-1}$ [3,4]. Для исследования были представлен прутки диаметром 20 мм из алюминиевого крупнозернистого (КЗ) сплава 1421 со средним размером зерна 10 мкм в поперечном направлении и 70 мкм в продольном направлении.

УМЗ структура была получена из крупнозернистого сплава после равноканального углового прессования по маршруту. Вс.: 8 проходов при температуре 420°C и далее 4 прохода при 350°C . Испытание образцов на высокоскоростное сжатие (ВСС) проводили по методу Кольского при комнатной температуре на установке с разрезным стержнем Гопкинсона РСГ - 10. Фазовые превращения в сплаве изучали методом дифференциально - сканирующей калориметрии (ДСК) на установке NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix. Металлографические исследования размера зерна проводили на микроскопе NEOPHOT - 32.

После ИВДС в УМЗ сплаве произошли изменения в микроструктуре: форма исходного крупного зерна изменилась от вытянутой вдоль прокатки до изотропной, диаметром 10 мкм. При этом внутри зерна остались площади, свободные от выделения упрочняющей фазы (фото 1б). В КЗ структуре произошло более равномерное распределение S - фазы, чем в сплаве с УМЗ структурой (фото 1,г и 1,б).

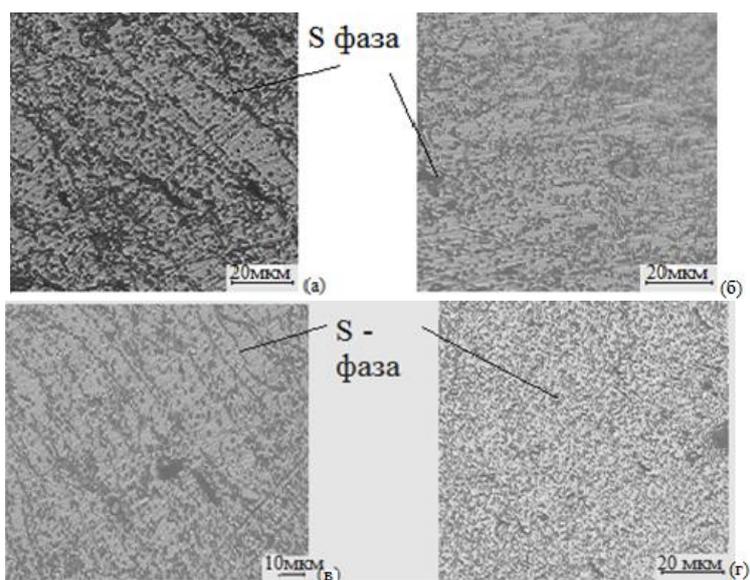


Фото 1. Микроструктура УМЗ (а, б) и КЗ (в, г) сплава 1421 до (а, в) и после (б, г) испытаний по Кольскому.

Состояние материала	Размер зерна, мкм	Энтальпия выделяемых фаз Н ₁ (Н ₂), (Дж/г)		
		90 - 190°C	190 - 240 °C	330 - 390°C
КЗ исходный	10	10,27(5,5)	14,07(15,0)	
УМЗ исходный	1,6	14,35 (13,18)	14,07(15,0)	
Выделяемая фаза→	δ' (Al ₃ Li)	δ' (Al ₃ Li) и S _{комп} (Al ₂ MgLi)	δ (Al ₃ Li) и AlLi	AlLi S (Al ₂ MgLi)

Примечание к таблице: введем обозначения для энтальпии до ИВДС - Н₁ и после ИВДС - Н₂.

Таким образом, импульсно - волновое сжатие позволяет получить более равномерное распределение S фазы в крупнозернистых образцах сплава 1421. В УМЗ сплаве улучшение структуры носит локальный характер. При динамическом сжатии УМЗ сплава в результате взаимодействия потока решеточных дислокаций с неравновесными границами происходит выделение порядка 1 Дж/г. Выделение энергии происходит за счет релаксационных процессов и выделения атомов магния на границы зерен. После высокоскоростного сжатия в структуре УМЗ сплаве деформационные полосы не наблюдаются.

В КЗ сплаве при динамическом сжатии выделяется 4,1 Дж/г, по величине которой можно сказать, что изменения в структуре происходят не только за счет релаксационных процессов и выделения атомов магния на границы зерен, но и в результате распада твердого раствора. Известно, что относительно низкая величина межфазной поверхностной энергии на границе матрицы и фазы δ' обеспечивает распространение пластической деформации в сплаве 1420 путем движения пар решеточных дислокаций, первая из которых нарушает дальний порядок, а вторая восстанавливает дальний порядок в частицах фазы δ' (Al₃Li). В момент динамического сжатия образуется поток решеточных дислокаций и при взаимодействии с частицами метастабильной фазы Al₃Li происходит переход ее в стабильную фазу AlLi.

Автор благодарит Москвичева А.А. и Ламзина Д.А. в помощи при проведении испытаний.

[1] Могучева А.А., Кайбышев Р.О. Структура и свойства алюминиевого сплава 1421 после РКУ прессования и изотермической прокатки. Физика металлов и металловедение. 2008. Т.106. №4. С. 1 - 10.

[2] Фридляндер И.Н. Особенности структуры и свойства алюминиевого сплава 1420. Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. №7. С. 20 - 22.

[3] Мещеряков Ю.И. Влияние размера зерна на макроскопический отклик алюминия на ударное сжатие. Прикладная механика и техническая физика. 2007. Т.48. №6. С. 135 - 146.

[4] Петрова А.Н., Бродова И.Г., Плехов О.А. Механические свойства и особенности диссипации энергии в ультрамелкозернистых алюминиевых сплавах АМЦ и В95 при динамическом сжатии. Журнал технической физики. 2014. Т. 84, вып. 7. С. 44 – 51.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТА ОТОЖЖЕННОГО Fe-Ni-Cr-Mo СПЛАВА

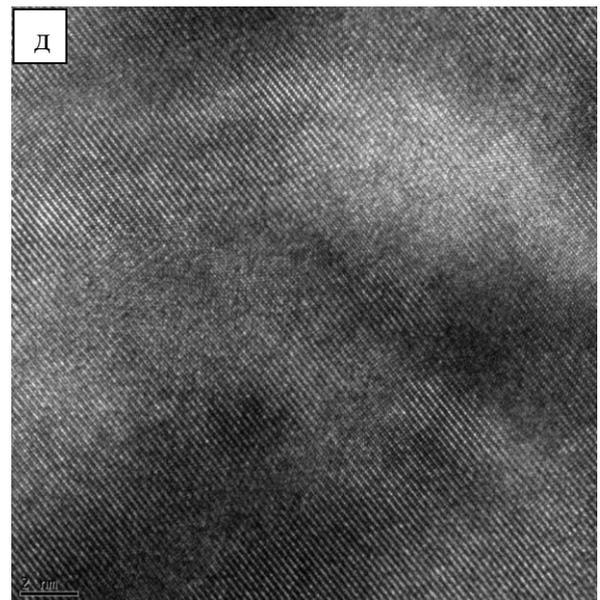
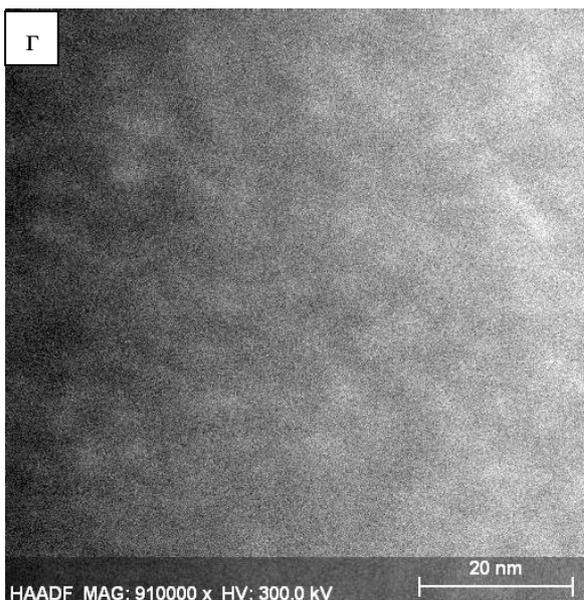
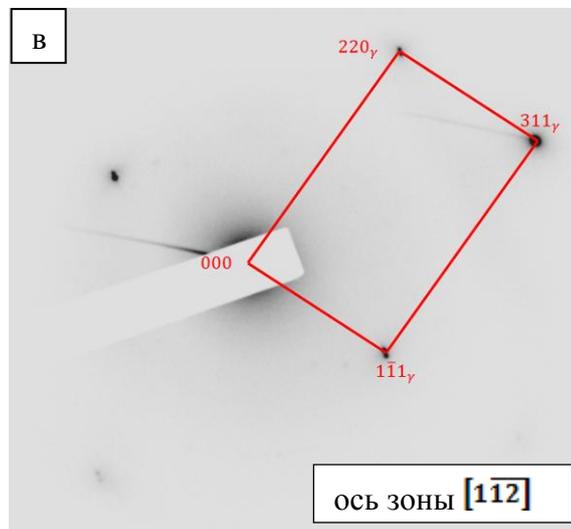
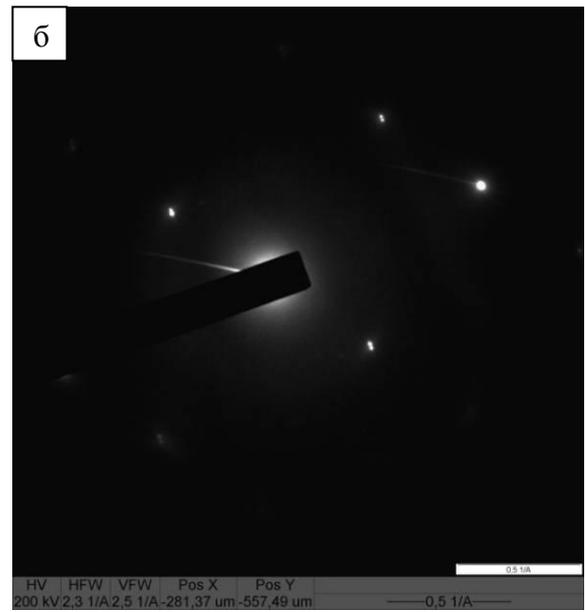
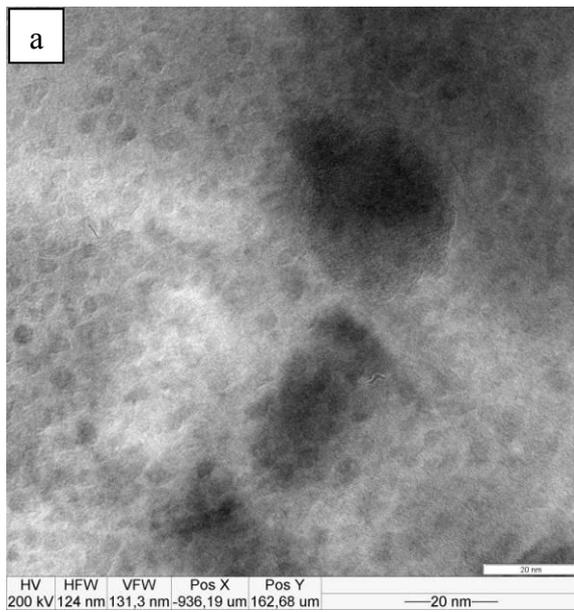
Жиляков А.Ю., Попов А.А., Беликов С.В., Арапов А.И.

*ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет им. первого Президента России
Б.Н.Ельцина», Екатеринбург, Россия*

Интерес к изучению процессов выделения из аустенита при отжиге интерметаллидных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз в Fe-Ni-Cr-Mo сплавах обусловлен тем, что образование даже незначительного их количества часто приводит к резкому ухудшению комплекса свойств материала. Достоверно установлено, что выделение ТПУ-фаз вызывает уменьшение пластичности при ползучести, вязкости и коррозионной стойкости сплавов. Обеднение твердого раствора атомами Mo из-за их перехода в интерметаллид, может привести к падению предела текучести. Однако некоторые исследователи отмечают возможность эффективной минимизации вредного влияния ТПУ-фаз за счет изменения морфологии их частиц.

Возможность управления процессом выделения ТПУ-фаз обеспечивается пониманием особенностей их зарождения и роста. Этим вопросам посвящено большое количество экспериментальных и теоретических работ, в которых установлены все основные закономерности. Настоящая работа направлена на уточнение механизма зарождения σ -фазы ($\text{Fe}_{33}\text{Ni}_{14}\text{Cr}_{47}\text{Mo}_6$) в аустенитной матрице сплава, содержащего 29 масс. % Cr, 3 масс. % Mo, 31 масс. % Ni, 37 масс. % Fe.

Предварительно закаленные от 1200 °C образцы были отожжены при 900 °C в течении 50 часов. Особенности контраста на светлопольном изображении аустенитной матрицы и раздвоение рефлексов на микроэлектроннограммах позволяет предположить, что в результате термической обработки произошло расслоение гомогенного аустенита на два γ -твердых раствора с несколько различными межплоскостными расстояниями. Кроме того, решетки развернуты друг относительно друга на небольшой угол (1-2 °). Применение Метода просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения позволило выявить отдельные области с размерами 5...20 нм отличающиеся от матрицы по межплоскостному расстоянию и ориентировке. В режиме сканирующего просвечивающего электронного микроскопа были получены изображения в Z-контрасте. Более светлый оттенок некоторых участков изображения соответствуют повышенной концентрации в них молибдена - самого тяжелого, из присутствующих в сплаве, элемента. Локальный химический анализ показал, что в них содержится 26,3 масс.% Cr, 35,7 масс.% Fe, 32,7 масс.% Ni и 5,7 масс.% Mo, в то время как в матрице (темные участки на изображении) - 26,2 масс.% Cr, 34,7 масс.% Fe, 34,0 масс.% Ni и 1,3 масс.% Mo. В обогащенных по молибдену микрообъемах аустенита облегчено зарождение σ -фазы, следовательно расслоение, установленное в настоящей работе, можно рассматривать как стадию предвыделения при старении Fe-Ni-Cr-Mo аустенита с образованием σ -фазы CrMoFeNi.



а – светлое поле, б – электронограмма, в – расшифровка электронограммы, г – STEM HAADF, д – HRTEM

Рисунок 1. Расслоение аустенита.

СТРУКТУРА ВАКУУМНЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Cu-Ta

Зубков А.И., Зубарев Е.Н., Глущенко М.А., Зеленская Г.И.

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

Работа посвящена изучению структуры конденсатов Cu-Ta. Особенностью этой бинарной системы является отсутствие химических соединений и взаимной растворимости компонентов при равновесных условиях в жидком и твердом состояниях. Объектами исследований являлись фольги толщиной до 50 мкм, которые получали раздельным электронно-лучевым испарением составляющих компонентов и кристаллизацией смесей их паров на неориентирующих подложках в вакууме. Структуру образцов исследовали методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии.

На рис. 1 представлены зависимости размера зерна (L) и периода кристаллической решетки (a) медной матрицы от содержания тантала для псевдосплавов, полученных в одинаковых технологических условиях. Экспериментальные результаты свидетельствуют, что при содержании (C , ат. %) Ta, составляющем 0,1-0,2 атомных процента, происходит резкое более чем в 10 раз снижение величины зерна медной матрицы, по сравнению с однокомпонентной медью. При дальнейшем увеличении концентрации тантала в конденсате зависимость L - $f(C)$ выходит на горизонтальный участок, и размер зерна остается постоянным.

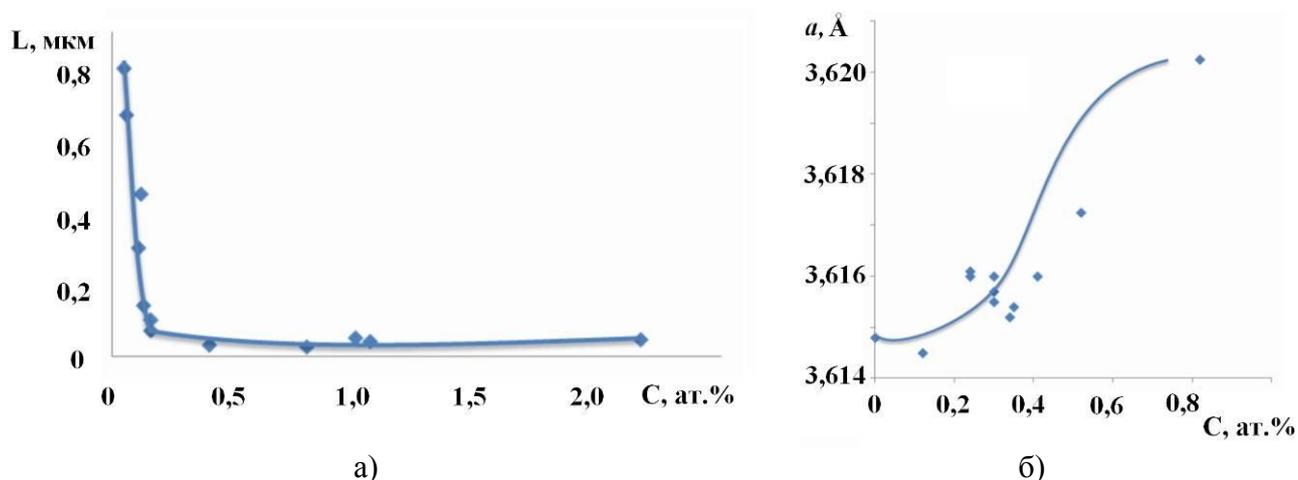


Рис. 1 Концентрационная зависимость размера зерна (а) и периода решетки (б) ГЦК медной матрицы

Зависимость a - $f(C)$ имеет более сложный характер. При концентрациях 0,1-0,2 ат % период кристаллической решетки практически не изменяется, затем происходит его резкое увеличение с последующим выходом на насыщение при содержании тантала более одного атомного процента. Повышенное значение a свидетельствует о формировании аномального пересыщенного раствора тантала в кристаллической решетке меди при конденсации смеси их паров на неориентирующих подложках в вакууме. Такое явление наблюдали ранее авторы работ [1,2].

На электронограммах образцов с концентрацией Ta соответствующей горизонтальному участку зависимости L - $f(C)$ наблюдаются дифракционные рефлексии, свидетельствующие о присутствии в медной матрице частиц тантала с ОЦК и неравновесной ГЦК решетками. Эти включения имеют различную степень дисперсности, зависящую от содержания Ta.

Совокупность экспериментальных результатов и проведенных теоретических расчетов свидетельствует, что диспергирование зеренной структуры медной матрицы обусловлено

формированием адсорбционных одноатомных слоев на поверхности растущих зерен меди, которые становятся зернограничными сегрегациями при формировании объема псевдосплава. Эти же сегрегации обеспечивают термическую стабильность зеренной структуры псевдосплава при последующих отжигах, препятствуя миграции границ зерен меди [3,4].

[1] Зубков А.И., Панова Ю.В. Структура и прочность нанофазных конденсатов Cu – Mo // Вестник НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 24. – Харьков, 2011. – с. 93-98.

[2] Зубков А.И., Островерх А.А. О модифицирующем влиянии молибдена на вакуумные конденсаты меди // Вестник НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 26. – Харьков, 2012. – с. 155-159.

[3] Зубков А.И. Термическая стабильность нанокompозитов, кристаллизуемых в вакууме // Вестник Тамбовского университета. – 2010. Т.15. № 3. – с. 846-848.

[4] Frolov T., Darling K. A., Kecskes L. J., Mishin Y. Stabilization and strengthening of nanocrystalline copper by alloying with tantalum //Acta Materialia. – 2012. – Т. 60. – №. 5. – С. 2158-2168.

СЕКЦИЯ 3

СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА

ДЛИТЕЛЬНАЯ И СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА VT1-0, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ

Бетехтин В.И.¹, Dvorak J.², Кадомцев А.Г.¹, Кардашев Б.К.¹, Нарыкова М.В.¹, Рааб Г.К.³, Sklenicka V.², Фаизова С.Н.³

¹ФГБУН Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

²Institute of Physics of Materials, AS CR, Brno, Czech Republic

³Уфимский Гос. Авиационно-технический Университет, Уфа, Россия

Одним из наиболее распространенных методов получения высокопрочных микрокристаллических металлических материалов является равноканальное угловое прессование (РКУП). Увеличение степени деформации (числа проходов) при РКУП ведет обычно к повышению статических характеристик прочности [1]. Однако, микрокристаллические металлы и сплавы, полученные при РКУП или других методах больших пластических деформаций, являются по своей природе неравновесными. Для практического применения таких материалов важное значение приобретает поэтому оценка их механической устойчивости при длительном нагружении.

В данной работе и было изучено влияние РКУП на долговечность титана, металла, который в настоящее время имеет широкую сферу практического применения.

Исследовался технический титан с содержанием примесей $\leq 0.3\%$. РКУП проводилось по маршруту ВС и $\phi=120^\circ$ при 673 К.

Для оценки долговечности (времени от момента нагружения до разрыва) образцы титана испытывались при растяжении в условиях ползучести при 673 К. На этих же образцах для сравнения проводились измерения статических характеристик прочности: микротвердости (H_v), модуля Юнга (E), условного предела микротекучести (σ_A). Величины E и σ_m определялись акустическим методом составного вибратора [2]. Для изучения влияния РКУП на дефектную структуру Ti проводилась электронномикроскопические исследования с использованием обратного электронного рассеяния.

Рассмотрим экспериментальные данные. На рис.1 показаны полученные при разном числе проходов кривые ползучести образцов титана до и после РКУП. Видно, что после РКУП долговечность титана заметно уменьшается. Так после двух проходов долговечность меняется с 170 до 75 часов, а после восьми проходов до 30 часов. При этом величины предразрывной деформации практически не зависят от числа проходов.

В отличие от долговечности, статические характеристики прочности (H_v , σ_A , E) после РКУП растут. Особенно резко (в ~ 3 раза) увеличилась после двух проходов микротвердость (рис.2). Численное значение E изменилось с 111.4 (в исходном состоянии) до 117.9 GPa (после двух проходов). После двух проходов наблюдалось также увеличение условного предела микротекучести σ_A с 12.2 до 16 МПа.

Электронномикроскопические исследования показали, что РКУП ведет к уменьшению размера зерен и увеличению доли большеугловых ($>15^\circ$) границ. Так размер зерен после 8 проходов уменьшается с 12.1 до 0.75 μm , а доля большеугловых границ растет до 57 %.

Анализ экспериментальных данных позволил дать следующее объяснение полученных результатов. Как показано в [2-4] негативное влияние на долговечность микрокристаллических металлов и сплавов, которые испытываются в режиме ползучести или усталости, оказывают образующиеся в процессе больших пластических деформации (в том числе и при РКУП) большеугловые границы зерен - источники высоких внутренних напряжений и нанопоры. При этом доля большеугловых границ и уровень нанопористости особенно резко увеличиваются при переходе от одного к четырем проходам. Именно эти структурные дефекты и становятся, очевидно, зародышевыми «очагами» развития разрушения при длительном нагружении в условиях ползучести или усталости.

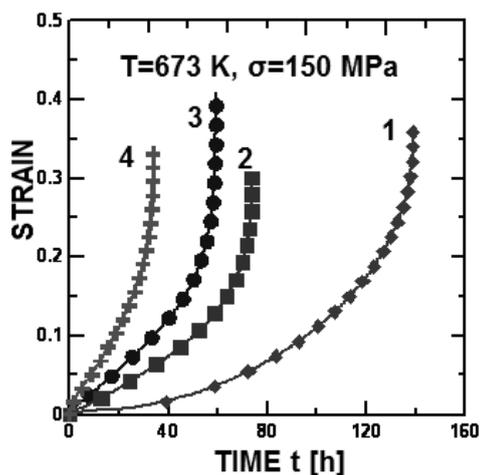


Рис. 1. Кривые ползучести титана в исходном состоянии (1), после 2 (2), 4 (3) и 8(4) проходов при РКУП.

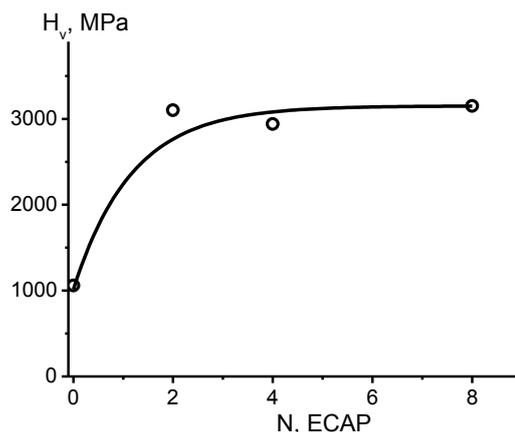


Рис. 2. Зависимость микротвердости титана от числа проходов N при РКУП.

Раздельно вклад влияния на долговечность уровня нанопористости и доли большеугловых границ, которые сформировались в процессе РКУП, рассмотрен и проанализирован в [4, 5].

Нанопоры и большеугловые границы по-разному сказываются на статических характеристиках прочности. Нанопористость практически не влияет на статические характеристики прочности, а увеличение доли большеугловых границ (как и уменьшение размера зерен) при РКУП ведет даже к повышению статической прочности.

В [2, 6] было показано, что рост модуля E , который наблюдался для Al и его сплава после 2 проходов РКУП, может быть объяснен только повышением уровня дальнедействующих внутренних напряжений, связанных с увеличением доли большеугловых границ. С этим же, очевидно, связан и рост модуля после двух проходах при РКУП для титана, обнаруженный в данной работе.

Таким образом, перевод титана в микрокристаллическое состояние с высокими характеристиками статической прочности привел к снижению механической устойчивости (долговечности) при длительных испытаниях. Это обстоятельство следует, очевидно, учитывать при оценке работоспособности микрокристаллического титана, а также, вероятно, и других микрокристаллических металлов и сплавов [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-02-00054).

[1] Валиев Р.З., Александров Г.В. Наноструктурные металлы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

[2] Бетехтин В.И., Sklenicka V., Saxl I. и др. // ФТТ. 2010. Т.52. В. 8. С.1517-1523.

[3] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sklenicka V. и др.//ФТТ. 2007. Т.49. В.10. С. 1787-1790.

[4] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sklenicka V. и др.// Письма в ЖТФ. 2011. Т.37. 20. С.75-79.

[5] Dvorak J., Sklenicka V., Betekhtin V.I et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2013. A 584. P.103-113.

[6] Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К. // ФТТ. 2006. Т.48. В.8. С.1421-1426.

НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИЕ ПОВЕРХНОСТНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Макаров А.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
makarov.av@imp.uran.ru

В обзорном докладе рассмотрены возможности современных поверхностных деформационных обработок для наноструктурирования и повышения физико-механических свойств сталей и других металлических сплавов.

Разрушение большинства изделий машиностроения начинается с поверхности, подвергаемой изнашиванию, коррозии, механическим нагрузкам и высоким температурам. Важнейшие эксплуатационные свойства металлов и сплавов могут быть существенно повышены за счет их поверхностного наноструктурирования с использованием различных способов интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД), таких как поверхностная механическая обработка SMAT (surface mechanical attrition treatment) – ультразвуковая обработка поверхности шариками диаметром 1-10 мм в вакууме, ультразвуковая ударная обработка колеблющимся инструментом или дробью, дробеструйная обработка (shot peening), обработка падающими под действием силы тяжести или летящими из пневматической пушки шарами, фрикционные обработки и другие методы. Принципиальным преимуществом современных технологий ИППД является возможность формирования нанокристаллических слоев с повышенными свойствами на поверхности практически любых сплавов, включая трудно деформируемые термоупрочненные инструментальные, штамповые и шарикоподшипниковые стали, высоколегированные наплавки. Тем самым методы ИППД расширяют возможности для исследования строения и свойств наноструктур деформационного происхождения, поскольку наноструктуры в высокопрочных и хрупких металлических материалах не могут быть созданы объемными методами ИПД (РКУП, сдвиг под высоким давлением, мультиосевая деформация, винтовая экструзия, различные методы прокатки и др.), область применения которых ограничена пластичными материалами. Важными технологическими преимуществами методов ИППД являются их применимость к изделиям, подвергнутым как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной, плазменной, электронно-лучевой) или химико-термической обработкам, а также во многих случаях относительная простота и дешевизна способов.

На примере одного из способов ИППД – фрикционной обработки скользящими инденторами рассмотрен комплексный подход к эффективному применению наноструктурирующей поверхностной деформационной обработки сталей и сплавов. Предложенный комплексный подход включает [1-7]:

1) изучение процесса формирования нанокристаллической структуры в зоне фрикционного контакта, в том числе высокопрочных хрупких материалов со структурой высокоуглеродистого мартенсита;

2) оптимизацию технологических параметров фрикционной обработки, при которой необходимо учитывать не только достижение максимальных накопленных деформаций в возможно более глубоком поверхностном слое за счет увеличения числа циклов фрикционного нагружения, коэффициента трения (сдвиговой компоненты деформации) и нагрузки, но также и обусловленную деформационной обработкой поврежденность металла; для этих целей исследование процесса фрикционной обработки может проводиться как экспериментальными методами, так и методами конечно-элементного математического моделирования с последующим расчетом поврежденности металла;

3) оптимизацию химического состава сплавов и их исходной структуры для наиболее эффективного упрочнения при обработке; в частности, эффективность применения

упрочняющей фрикционной обработки существенно возрастает в случае использования сплавов с метастабильными структурами, деформационное упрочнение которых наряду с диспергированием структуры вплоть до нанокристаллического состояния будет дополнительно усиливаться за счет протекания структурных и фазовых превращений;

4) определение влияния фрикционной обработки на различные свойства материалов (микротвердость и другие микромеханические характеристики, определяемые микроиндентированием, теплостойкость, трибологические и механические свойства);

5) изучение особенностей деформирования и разрушения наноструктурированных поверхностных слоев в различных условиях нагружения (статическом, циклическом, при различных видах изнашивания) с целью прогнозирования их функционирования при эксплуатации;

6) диагностику неразрушающими методами контроля качества деформационной обработки и состояния наноструктурированных слоев при термическом и механическом воздействии.

Важно отметить, что наноструктурирующие обработки скользящими инденторами в отличие от некоторых других способов наноструктурирования (сдвиг под давлением, обработка SMAT и др.) обладают высоким потенциалом промышленного использования в современном машиностроительном производстве [8].

Работа выполнена при поддержке программ фундаментальных исследований УрО РАН, проекта № 12-П-1-1027 по программе Президиума РАН №2 и проекта № 12-Т-1-1010 по программе ОЭММПУ РАН № 13.

[1] Макаров А.В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // Глава в кн. Перспективные материалы. Т. IV: Учеб. пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2011. – 434 с. Гл. 3. – С. 123-208.

[2] Макаров А.В. Технологические приёмы обеспечения износостойкости деталей, образующих пары трения // В кн. Трибология: международная энциклопедия. Т. VI. Технологические методы повышения надёжности работы подвижных трибосопряжений / Ред. К.Н. Войнов. – СПб.: Нестор-История. – 2013. – 404 с. Раздел 5. С. 122-152.

[3] Макаров А.В. Фрикционная наноструктурирующая обработка стальных поверхностей // Глава в кн. Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе: Учеб. пособие / Под ред. А.А.Попова. – Екатеринбург: УрФУ. – 2014. – 264 с. – Гл. 4. С. 119-169.

[4] Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А. и др. Особенности магнитного и вихретокового контроля закаленной конструкционной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой // Дефектоскопия. 2012. № 11. С. 3-13.

[5] Макаров А.В., Горкунов Э.С., Саврай Р.А. и др. Влияние комбинированной деформационно-термической обработки на особенности электромагнитного контроля усталостной деградации закаленной конструкционной стали // Дефектоскопия. 2013. № 12. С. 22-40.

[6] Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С. и др. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 1. С. 5-20.

[7] Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Саврай Р.А. и др. Влияние длительного нагрева на термическое разупрочнение, химический состав и эволюцию нанокристаллической структуры, сформированной в закаленной высокоуглеродистой стали при фрикционной обработке // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 3. С. 324-336.

[8] Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г. и др. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 3. С. 14-30.

МЕХАНИЗМ УПРОЧНЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Крылова С.Е., Клецова О.А.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ОГУ, Орск, Россия
krilova27@yandex.ru

Имеющийся промышленный опыт эксплуатации крупногабаритного тяжело нагруженного инструмента позволил сформулировать общие требования к сталям инструментального класса, такие как высокая закаливаемость (60 – 63 HRC после закалки) и прокаливаемость (не менее 49 HRC на глубине 57 мм), возможность получения достаточно пластичной сердцевины крупногабаритного инструмента ($\sigma_{02} = 300-350$ МПа), наряду с обеспечением повышенной прочности на поверхности ($\sigma_{02} = 800-900$ МПа), высокая износостойкость, контактная прочность, технологичность на основных переделах, минимальная склонность к деформации и короблению в процессе термической обработки и неизменность размеров в процессе эксплуатации и др.

Перечисленным выше требованиям соответствуют стали мартенситного класса с карбидным упрочнением, дисперсионно-твердеющие, легированные сильными карбидообразующими элементами. Однако их эксплуатация на машиностроительных и металлургических предприятиях, таких как ОАО «Уральская сталь», г. Новотроицк, ОАО МК «ОРМЕТО-ЮУМЗ», г. Орск, ОАО «Орский механический завод» выявила ряд проблем, связанных с низкой технологичностью на основных переделах из-за повышенного содержания легирующих элементов, в частности хрома, а также при их эксплуатации в качестве тяжело нагруженного инструмента (валки горячего деформирования, штампы горячего прессования, футеровочные бронеплиты. Проблемы связаны с наличием протяженной карбидной сетки, сложностью технологии термической обработки, сопровождающейся образованием трещин разгара, низкой эксплуатационной и износостойкостью.

Как один из вариантов решения поставленной проблемы на основе многофакторного эксперимента и регрессионного статистического анализа в ранних работах были рекомендованы три опытные марки сталей (70X3Г2ВТБ, 70X3Г2ФТР, 100X3Г2МТР) инструментального класса с микролегирующим комплексом. Для исследования разупрочнения данных сталей при отпуске были построены зависимости твердости от температуры и времени нагрева. Графики представлены на рис. 1.

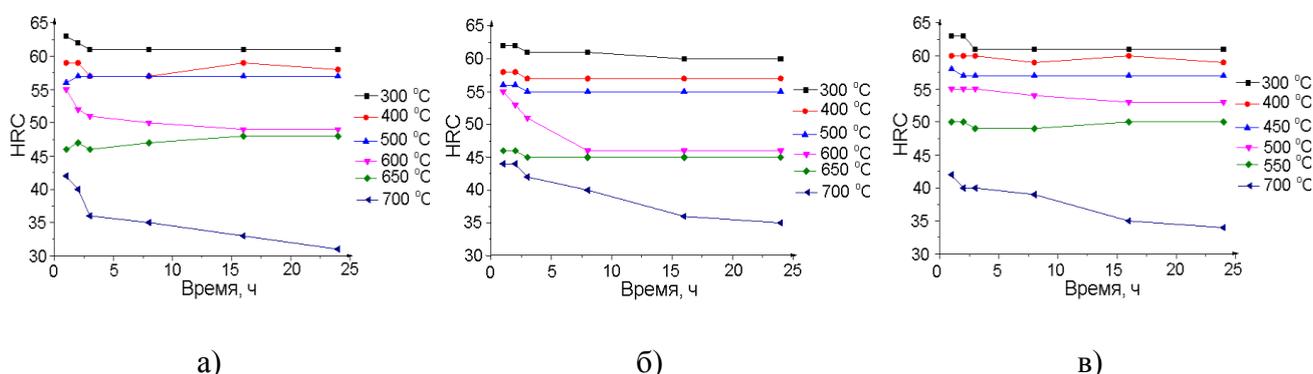


Рисунок 1 - Влияние температуры и продолжительности отпуска на твердость исследуемых сталей после закалки от 1000 °C: а) 70X3Г2ФТР; б) 70X3Г2ВТБ; в) 100X3Г2МТР

Так во всех исследуемых сталях наблюдается замедление разупрочнения при отпуске в интервале температур 300–500 °C что, обусловлено, во-первых, присутствием в матрице сталей атомов Cr, Mn и W, Mo, Si, уменьшающих диффузионную подвижность атомов углерода, а значит, замедляющих коагуляцию цементита, во-вторых закреплением

дислокаций атмосферами из атомов С и Nb, V, W. Исследование карбидной фазы формирующейся при отпуске показало, что карбиды типа Me_3C и Me_7C_3 являются фазами переменного состава, в которых замещаются не только атомы железа и хрома, но и присутствуют также атомы вольфрама, титана и ниобия, ванадия и молибдена в различных пределах. Таким образом, в сталях 70X3Г2ВТБ и 70X3Г2ФТР после закалки от температуры 1000 °С и отпуска в районе 580-600 °С (твёрдость HRC 52-54), в стали 100X3Г2МТР (твёрдость HRC53-55) в районе 530-550 °С наблюдается дисперсионное упрочнение.

Таблица 1 – Механические и эксплуатационные свойства сталей инструментального класса

Сталь	Твёрдость, HRC	Предел прочности σ_b , МПа	Ударная вязкость, КСУ, кДж/м ²	Износостойкость, Кас
60ХН	37	1280	65	0,8
45Х5МФ	48	1480	107	1,04
5ХНМ	39	1250	59	0,99
4Х5МФС	52	1490	59	1,19
110Г13Л	56	900	90	1,2
70X3Г2ФТР	54	1590	112	2,75
70X3Г2ВТБ	52	1610	161	1,99
100X3Г2МТР	56	1100	110	2,8

Оценка механических и эксплуатационных свойств, применяемых и исследуемых марок инструментальных сталей, показала, что механические свойства сталей 70X3Г2ВТБ, 70X3Г2ФТР и 100X3Г2МТР (табл. 1) находятся на требуемом уровне (согласно ОСТ 24.013.04-83). По прочности исследуемые стали не уступают наиболее часто применяемым в настоящее время инструментальным сталям, работающим в сложных условиях нагружения и износа, а по ударной вязкости и износостойкости превосходят их. Теплостойкость готового инструмента оценивали по «горячей» твёрдости в интервале температур 300-600 °С (табл. 2) (согласно РД 34.17.411).

Таблица 2 – Значения «горячей» твёрдости (HRC) термообработанных сталей

Сталь	Температура эксплуатации, °С			
	300	400	500	600
60ХН	26	25	23	19
45Х5МФ	44	40	37	34
5ХНМ	28	26	24	18
4Х5МФС	45	38	36	35
70X3Г2ФТР	49	47	45	42
70X3Г2ВТБ	50	48	44	40
100X3Г2МТР	59	58	48	40

У сталей 70X3Г2ВТБ, 70X3Г2ФТР, 100X3Г2МТР, «горячая» твёрдость до температуры 400 °С снизилась не значительно (\approx HRC 1-2), тогда как в сталях 60ХН, 5ХНМ, начиная с 300 °С, наблюдалось снижение твёрдости до 25-26 HRC, что вызвано разупрочнением при нагреве, являющимся обратимым процессом. В интервале температур 500-600 °С во всех представленных сталях наблюдается тенденция к снижению «горячей» твёрдости, однако в сталях 70X3Г2ВТБ, 70X3Г2ФТР, 100X3Г2МТР она остаётся на достаточно высоком уровне 40-42 HRC (по сравнению со сталью 60ХН). Снижение твёрдости вызвано коагуляцией дисперсных карбидных фаз упрочнителей $(Fe,Cr)_3C$, $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Fe,Cr)_{23}C_6$.

МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА Cu - 47ат. %Pd, ПОЛУЧЕННЫХ ПРОКАТКОЙ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Волков А.Ю., Антонова О.В., Новикова О.С.

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

Упорядоченные по типу В2 сплавы Cu-Pd вблизи эквиатомного состава обладают высокой водородопроницаемостью и одновременно демонстрируют повышенную стойкость к «отравлению» поверхности серой. Это позволяет использовать сплавы медь-палладий в качестве мембранного материала для получения водорода высокой степени чистоты. В соответствии с литературными данными, оптимальным набором свойств для сепарации водорода из газовых смесей обладает хорошо упорядоченный сплав Cu-47ат.%Pd. В настоящее время для получения таких мембран чаще всего используют метод распыления мишени из сплава на подложку. Ранее нами было установлено, что сплавы медь-палладий могут быть продеформированы кручением под высоким давлением на очень большие степени (до $\varepsilon \approx 7.5$) без каких-либо признаков разрушения [1]. На основе полученных результатов было предположено, что процесс получения мембран из сплава Cu-47ат.%Pd можно существенно упростить, используя только интенсивную пластическую деформацию (ИПД) прокаткой исходной заготовки до тонкой ленты.

В данной работе продемонстрирована возможность ИПД сплава Cu-47ат.%Pd путем прокатки слитка при комнатной температуре на высокие степени без промежуточных отжигов. Изучены микроструктура и физико-механические свойства полученных лент толщиной 100 мкм и 4.5 мкм в исходном, сильно деформированном состоянии (истинная степень деформации $\varepsilon \approx 4.4$ и $\varepsilon \approx 7.5$, соответственно), а также после термообработок различной продолжительности [2]. Установлено, что высокая пластичность сплава при прокатке объясняется процессами динамического возврата, которые протекают в материале в ходе ИПД. Показано, что в микроструктуре тонких лент сплава Cu-47ат.%Pd после ИПД наблюдается субзеренная структура с отдельными кристаллитами внутри ламелей. Проведена оценка энергии активации процессов атомного упорядочения в сплаве после предварительной ИПД, построены кинетические кривые A1→B2 фазового превращения. Обнаружено формирование однофазного, упорядоченного по типу В2 состояния при температуре 400°C, что расходится с фазовой диаграммой. Показано, что отжиг деформированного на $\varepsilon \approx 7.5$ сплава при температуре 400°C в течение 1 часа приводит к быстрому образованию упорядоченной структуры со средним размером зерна ~ 0,7 мкм. Стоит отметить, что микроструктура фольги после такой обработки более однородна по сравнению с микроструктурой мембраны, полученной традиционным методом магнетронного распыления. Установлено, что отжиг сильно деформированного сплава при температурах 400°C и 300°C приводит к реализации комплексной реакции, в ходе которой процессы атомного упорядочения и рекристаллизации протекают одновременно и взаимно ускоряют друг друга. Можно предположить, что при совместном протекании фазового превращения и рекристаллизации происходит дополнительное стимулирование процессов атомного упорядочения в сплаве Cu-47ат.%Pd.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН: проект №12-У-2-1004.

[1] Antonova O.V., Volkov A.Yu. Changes of microstructure and electrical resistivity of ordered Cu-40Pd (at.%) alloy under severe plastic deformation // Intermetallics. 2012. V. 21. P. 1-9.

[2] Антонова О. В., Новикова О. С., Антонов Б. Д., Волков А. Ю. Эволюция микроструктуры и механических свойств сплава Cu - 47Pd (ат. %) в процессе атомного упорядочения после интенсивной пластической деформации. ФММ. 2014 (в печати).

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МЕДИ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДКУП

Хомская И.В.¹, Зельдович В.И.¹, Макаров А.В.¹, Хейфец А.Э.¹, Фролова Н.Ю.¹,
Шорохов Е.В.², Насонов П.А.², Майкова Г.В.¹, Гаан К.В.²

¹Россия, Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики, Снежинск, Россия
khomskaya@imp.uran.ru

Метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г.) представляет собой высокоскоростной (10^4 - 10^5 с⁻¹) вариант РКУП. Преимущество метода ДКУП, по сравнению с РКУП, заключается в кратковременности (~500 мкс) процесса деформирования и использовании энергии пороховых газов вместо энергоемкого прессового оборудования. Ранее нами было показано, что деформация простого сдвига, которая формирует структуру при РКУП, в случае ДКУП является высокоскоростной, кроме того, на образец при ДКУП действует высокоскоростная ударно-волновая деформация сжатия. Установлено, что формирование неравновесной смешанной субмикроструктурной (СМК) и нанокристаллической (НК) структуры в меди при ДКУП происходит за счет закономерно повторяющихся процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации. Известно, что легирование Cr и Zr (0,5-1 мас.%), незначительно снижая электропроводность меди, деформированной прокаткой и РКУП, повышают ее прочностные свойства и температуру рекристаллизации. Представляло интерес сравнить структуру, упрочнение и термическую стабильность СМК и НК меди и сплавов меди, легированных микродобавками (0,08-0,2 мас.%) хрома и циркония, подвергнутых ДКУП. Показано, что структурообразование в Cu-Cr и Cu-Cr-Zr сплавах при высокоскоростном деформировании происходит в результате процессов фрагментации, динамической полигонизации и деформационного старения. Обнаружено, что измельчение структуры меди; Cu-0,2Cr и Cu-(0,09-0,2)Cr-(0,08-0,2)Zr сплавов на три порядка (от 100-200 до 0,1-0,2 мкм), и повышение характеристик прочности в 1,4; 2,1 и 2,8 раза при сохранении удовлетворительной пластичности может быть достигнуто уже при трех-четырех проходах ДКУП. Структурное исследование показало, что более существенное упрочнение сплавов по сравнению с медью связано с выделением наноразмерных (≤ 5 нм) частиц Cr и Cu₅Zr (Cu₃Zr) в процессе ДКУП. Определено, что СМК+НК медь и наноструктурированный (НС) сплав Cu-0,09Cr-0,08Zr обладают повышенной по сравнению с крупнокристаллическим состоянием способностью выдерживать контактные механические нагрузки без пластического деформирования. Установлено существенное (в 5 раз) увеличение удельного электросопротивления (ρ/ρ_0) СМК+НК меди, измеренное при 4,2 К, по сравнению с ρ/ρ_0 меди в отожженном состоянии. Этот эффект обусловлен уменьшением (до 100-350 нм) размера зерна меди при ДКУП. В этом случае, определяющим становится вклад от рассеяния электронов на границах зерен-субзерен меди, размер которых сравним со средней длиной свободного пробега электронов проводимости при 4,2К (≤ 300 нм). Изучено влияние химического состава сплавов и температуры последующего отжига на стабильность полученных при ДКУП неравновесных НС состояний. Легирование меди микродобавками хрома (0,09-0,2%) и циркония (0,08-0,2%) повышает температурный интервал рекристаллизации от 150-220°C до 400-600°C. Показано, что нагрев НС сплава Cu-0,09Cr-0,08Zr до 650-700°C не приводит к существенному росту зерна (3-6 мкм), возврату к исходному крупнозернистому состоянию (200-300 мкм) и разупрочнению сплава, как это наблюдали при нагреве СМК+НК меди до 300-400°C.

Работа выполнена по плану РАН тема «Структура» (№ г.р.01201064335) и при частичной поддержке проектов Президиума РАН (12-П-2-1030) и УрО РАН (14-2-НП-111).

ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ: ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Бараз В.Р.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
vrbaraz@mail.ru

При статическом упрочнении верхнего слоя материала, связанном с движущимся под нагрузкой индентором над неподвижным образцом, в условиях трения скольжения в поверхностном слое наблюдаются заметные структурные изменения. Они инициируются сильной пластической деформацией в зоне фрикционного контакта соприкасающихся материалов. В этих условиях, помимо сдвиговой деформации, осуществляемой на начальных стадиях фрикционного нагружения посредством дислокационного механизма (скольжением и двойникованием), активную роль играет и альтернативный способ деформации – ротационный (поворотный). Благодаря этому создаются условия формирования сильно развитой фрагментированной структуры трения с отчетливо выраженными большеугловыми границами – ультрадисперсного и даже более тонкого, нанокристаллического, масштаба, характеризующейся повышенным значением прочностных свойств.

Пружинные сплавы 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. Подобное качество особо важно для пружин, используемых для точных приборов, прецизионных измерительных устройств. Кроме того, такие изделия обычно эксплуатируются в условиях преобладающего воздействия крутящих и изгибных нагрузок. При такой схеме нагружения максимальные напряжения возникают на поверхности упругих элементов. Данное обстоятельство 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 таких материалов. Среди них очевидный интерес могут представлять методы поверхностной обработки, основанные на применении пластического деформирования, в том числе путем трения скольжения.

В настоящей работе было изучено влияние поверхностной фрикционной обработки на структуру и свойства пружинной стали аустенитного класса. Материалом исследования служили образцы плющеной ленты (предварительно деформированные холодным волочением) из стали 12X17H10Г2C2MФ (3И-126), характеризующейся нестабильностью аустенита по отношению к мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению. Часть ленточных образцов после закалки (на пересыщенный γ -твердый раствор) была подвергнута фрикционному нагружению путем механического воздействия твердосплавным индентором. Обработка проводилась по схеме "скользящий индентор – неподвижная заготовка".

Электронно-микроскопическим исследованием установлено, что подобная обработка трением приводит к формированию в поверхностном слое (глубиной до 10 мкм) сильно фрагментированной тонкой структуры нанокристаллического масштаба. Заметно усиливается склонность к образованию мартенсита деформации. Наблюдается повышение микротвердости, условного предела упругости, однако наиболее существенно растет сопротивление усталостному разрушению. Отмечено также повышение релаксационной стойкости и снижение сопротивления повторному нагружению с обратным знаком (эффект Баушингера) и ослабление остроты текстуры деформации.

С целью совершенствования технологии обработки трением была разработана установка, построенная по схеме "неподвижный индентор – скользящая заготовка". В этом

случае деформирование обеспечивается путем принудительного протягивания ленточной заготовки между двумя инденторами, имеющими в рабочей части сферическую кривизну.

Предложена методика расчета и построена номограмма, позволяющие в зависимости от давления в зоне контакта F и радиуса инденторов R определить области упругого, упругопластического и пластического деформирования материала. Методом планирования выполнен трехфакторный эксперимент по поиску оптимального режима фрикционного упрочнения с учетом величины давления F , радиуса инденторов R и числа проходов n . Полученная аналитическая зависимость позволяет оценить направление и степень влияния воздействующих факторов на микротвердость. Установлено, что наиболее существенный вклад в деформационный наклеп оказывают величина радиуса инденторов, а также давление в зоне контакта. Вместе с тем число проходов является наименее воздействующим фактором, что позволяет построить более рациональную схему фрикционного деформирования с учетом количественного ограничения этого технологического параметра.

Таким образом, описанный способ фрикционного деформирования формирует структурное состояние, характеризующееся размерностью, близкой к нанокристаллическому масштабу. В результате обеспечивается деформационный наклеп, повышающий специфические свойства пружинных материалов (условный предел упругости, сопротивление релаксации напряжений), а также усталостную стойкость. Кроме того, 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. Такой способ позволяет получать длинномерные плоские заготовки для получения упругих элементов из плющеной ленты.

ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ CU-ZN ПРИ СДВИГЕ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Печина Е.А.¹, Юшкова Д.Р.², Иванов С.М.¹, Дорофеев Г.А.¹, Ладьянов В.И.¹

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

²Ижевский государственный технический университет им. М.Т. Калашникова, Ижевск, Россия

el_pechina@mail.ru

Изучение закономерностей развития пластической деформации в металлах и сплавах в условиях сдвига при высоких давлениях является одной из важных задач физики прочности и пластичности [1,2]. Как правило, исследование структурно-фазовых превращений в материалах при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) изучают на образцах после деформации. Для выявления стадийности при больших деформациях сдвигом под давлением (до $\epsilon=10$) в качестве характеристики прочности успешно используют микротвердость. Однако после снятия нагрузки в деформированном материале возможно протекание постдеформационных процессов, например, низкотемпературной рекристаллизации [3], что затрудняет описание стадий деформации. Таким образом, создание прямых методов исследования, позволяющих непосредственно при деформации методом ИПДК регистрировать изменение структуры и свойств металлов и сплавов, безусловно, является актуальной задачей.

В настоящее время стало возможным непосредственно при проведении ИПДК получать кривую сопротивления деформации сдвига, используя методику непрерывной регистрации крутящего момента [4]. По особенностям на *in situ* кривой $M(n)$ (момент кручения – количество оборотов) можно судить об образовании и/или растворении фаз [4-5]. Используя

соотношение между моментом кручения и напряжением сдвига можно получить деформационную кривую $\sigma(n)$ (напряжение сдвига – количество оборотов) для испытуемого образца, характеризующую свойства деформируемого материала при заданных в эксперименте условиях. Отсюда, для оценки формирования структуры и свойств исследуемого материала при ИПДК необходимо проведение хотя бы одного испытания, по сравнению с методом микроиндентирования. Известно [3], что измерение микротвердости образца после ИПДК проводят по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с малым шагом, что трудоемко. При этом требуется тщательная подготовка поверхности образца перед индентированием, и, в случае получения зависимости $H_{cp}(n)$ (средняя микротвердость – количество оборотов) – несколько деформированных образцов. Тем более, учет постдеформационных процессов в материале после окончания проведения ИПДК, т.е. после снятия нагрузки, опираясь на данные измерения микротвердости непосредственно без привлечения других методов исследования и анализа, невозможен.

В настоящей работе изучено деформационное упрочнение в процессе ИПДК сплавов системы Cu-Zn методами микроиндентирования и непрерывного измерения крутящего момента. В качестве объектов исследования выбраны: чистые Cu и Zn; смеси порошков чистых Cu и Zn с различным химическим составом; отливки модельных латуней в одно- (α) и двухфазном ($\alpha+\beta'$) состояниях.

ИПДК проводили на установке, реализованной на базе гидравлического пресса ДГ2432. Измерение момента кручения проводили с помощью тензорезисторного датчика с дополнительными симметрично расположенными упругими элементами [4]. Деформацию в наковальнях Бриджмена с сердечниками из стали ШХ15 проводили при комнатной температуре под давлением 3 ГПа со скоростью вращения подвижной наковальни 1 об/мин. Число оборотов изменяли до 16. Для проведения микроиндентирования получена серия деформированных образцов с различным количеством оборотов подвижной наковальни $n=0$ (осадка); $1/4$; $1/2$; 1; 2; 4; 8; 16. Для измерения микротвердости образцов использовали прибор ПМТ-3 по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0,25 мм. Металлографические исследования образцов проведены на микроскопе Neophot 21. Рентгеноструктурно-фазовый анализ образцов в исходном и деформированном состояниях проведен с помощью съемки на установке ДРОН-6 в Cu- и Co K α излучениях.

Для деформационных кривых $H_{cp}(n)$ (среднее значение микротвердости – количество оборотов) Cu и Zn характерен значительный рост значений H_{cp} (до $n \approx 1$) с последующим незначительным увеличением (до $n=8$). После 8 оборотов по сравнению с исходным состоянием (до деформации) микротвердость меди увеличилась в 4 раза; цинка - в 1,5 раза. Аналогичный характер имеют и кривые момента кручения $M(n)$, полученные в процессе ИПДК с помощью датчика регистрации момента кручения [6]. Следует отметить, что несмотря на то, что микротвердость по диаметру образцов, полученных с различным n , изменяется неравномерно, H_{cp} образцов увеличивается с ростом n . Аналогично и величина M , которая является интегральной характеристикой деформируемого образца.

Для двухфазной латуни Cu-42%Zn и композита того же состава характерно стадийное увеличение микротвердости $H_{cp}(n)$, по сравнению с однофазной латунью Cu-18%Zn и медью. Как установлено в [6] упрочнение обусловлено не только сильным измельчением структуры, но протеканием деформационно-индуцированных превращений: 1) для двухфазной латуни - растворение β' -фазы; 2) для смеси порошков – образование ϵ - и γ - фаз. Отметим, что стадия деформационного упрочнения не прекращается до $n=16$.

Сравнение кривых $H_{cp}(n)$ и $M(n)$ показало, что до $n=4$ об наблюдается хорошая корреляция данных зависимостей и для латуней, и для композитов. Тем не менее, при дальнейшем увеличении n до 8 об деформационное упрочнение на кривых $H_{cp}(n)$ значительно больше, чем на кривых $M(n)$. По-видимому, это обусловлено протеканием постдеформационных процессов в образцах после снятия нагрузки. Диаметральные измерения микротвердости композитов показали, что периферийные области более упрочнены, по сравнению с центральными. С ростом n происходит увеличение и

выравнивание значений микротвердости. Металлографический анализ показал, что для всех композитов характерно образование вихревой структуры, которая становится более однородной с увеличением n , в результате механосплавления чистых компонент Cu и Zn. Тем не менее, на образцах и после деформации $n=16$ об наблюдаются радиальные трещины. Отметим, что металлографически для композитов Cu-Zn впервые обнаружена фаза в виде идеальных стержней медного цвета, которая также вносит свой вклад в упрочнение. Металлография двухфазной латуни показала постепенное образование вихревой структуры с увеличением n , продвигающаяся от периферийных областей к центру образца. С ростом n вихревая структура на периферийных областях значительно измельчается и становится однородной с образованием пересыщенного твердого раствора на основе Cu; происходит деформационно-индуцированный распад β' -фазы.

[1] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига. 2007. 398 с.

[2] Глезер А.М., Метлов Л.С. Мегапластическая деформация твердых тел. ФТВД. 2008. Т.18. №4. С.21-35.

[3] Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Романова М.Ю., Воронова Л.М. Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением. ФММ. 2004. Т.98. №6. С. 98–107.

[4] Иванов С.М., Печина Е.А., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Пилюгин В.П., Кузьминых Е.В. Измерение момента кручения в процессе интенсивной пластической деформации в наковальнях Бриджмена. ЗЛиДМ. 2013. Т.79. Ч.1. №7. С. 49–51.

[5] Печина Е.А., Иванов С.М., Юшкова Д.Р., Ладьянов В.И. Регистрация структурных и фазовых превращений при сдвиге под высоким квазигидростатическим давлением методом непрерывного измерения крутящего момента. Вестник ТГУ. 2013. Т.18. Вып.4. С. 1867–1868.

[6] Печина Е.А., Иванов С.М., Ладьянов В.И., Чуков Д.И., Дорофеев Г.А., Кузьминых Е.В., Мокрушина М.И. Непрерывная регистрация крутящего момента при деформации сдвигом как метод оценки эволюции структурно-фазовых превращений. ДиРМ. 2013. №4. С. 41–48.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Плотников В.А.¹, Макаров С.В.¹, Калубаев Е.А.²

¹Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Plotnikov@phys.asu.ru

Накопленный экспериментальный и теоретический материал в физике прочности и пластичности даёт основания рассматривать процесс пластической деформации металлов и сплавов как квазимонотонный [1] – скачкообразно-монотонный.

Исследование закономерностей деформационного поведения сплава АМг6 были проведены на уникальной лабораторной установке. Методика проведения измерений в условиях термического и механического нагружения приведена в работе [2]. Образцы изготавливались из листового проката путём вырезания стержней квадратного сечения [3].

Исследования проводили в условиях изотермического нагружения (циклирования): температура в цикле была постоянной (в каждом последующем цикле температура менялась на 100 °С), а нагрузка увеличивалась по линейному закону до максимальных значений. Предел текучести сдвиговой деформации для данного сплава составляет 80 МПа.

На рисунке 1 показана зависимость изменения механического напряжения, и изменение деформации от времени для первого цикла при комнатной температуре. Общая деформация в цикле ($\Delta\varepsilon_{\text{ц}}$) составила 13,9 %, а максимальное механическое напряжение в цикле (σ_{max}) равно 134 МПа.

Из приведённого рисунка следует, что при нагружении до предела текучести (80 МПа) деформация накапливается линейно, что соответствует упругой области. Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к пластическому течению материала и монотонному (квазимонотонному) накоплению деформации. Как было показано [2], деформация, которая характеризуется как квазимонотонная, представляет собой последовательность маломасштабных немонотонных участков (микроскачков $\Delta\varepsilon \sim 0,05$ %), разрешимых при высоком увеличении деформационной кривой. При нагрузке 101 МПа характер деформации меняется, быстро возрастает скорость деформации – формируется деформационный скачок макроскопического масштаба ($\Delta\varepsilon \sim 1,0$ %). Дальнейшее увеличение нагрузки в цикле приводит к квазипериодическому характеру деформации – квазимонотонно-скачкообразному.

Таблица 1. Температурные и деформационные параметры изотермомеханических циклов.

№ Цикла	Температура		σ_{max} , МПа	Деформация, %			$\frac{\Delta\varepsilon_{\text{ск.}}}{\Delta\varepsilon_{\text{кв.м.}}}$
	$^{\circ}\text{C}$	К		$\Delta\varepsilon_{\text{ц}}$	$\Delta\varepsilon_{\text{ск.}}$	$\Delta\varepsilon_{\text{кв.м.}}$	
1	25	273	134	13,9	8,7	4,5	1,9
2	100	373	179	14,9	10,6	5,0	2,1
3	200	473	202	19,8	13,9	5,2	2,7
4	300	573	205	20,7	3,8	15,2	0,25
5	400	673	161	20,1	0	20,1	0
6	500	773	134	20,9	0	20,9	0

Последующее циклирование образцов показало, что максимальный прирост деформации за счёт деформационных скачков наблюдается в третьем цикле ($\Delta\varepsilon_{\text{ск.}}/\Delta\varepsilon_{\text{кв.м.}} = 2,7$) при температуре $T = 200$ $^{\circ}\text{C}$.

В циклах при температурах 400, 500 $^{\circ}\text{C}$ в условиях механического нагружения деформационное поведение алюминиево-магниевого сплава носит только квазимонотонный характер – деформационные скачки большой амплитуды отсутствуют (рис.2). При этом скорость деформации возрастает – формируется макродеформационный скачок.

Зависимость отношения скачкообразной деформации к квазимонотонной от температуры в цикле имеет немонотонный характер (рис. 3). Проведя аппроксимацию экспериментальных данных функцией с максимумом (распределение Гаусса), получены параметры распределения, которые показывают, что максимальное накопление деформации за счёт деформационных скачков приходится на температуру 130 $^{\circ}\text{C}$, при этом интервал значений механического напряжения, при котором возникают деформационные скачки, составляет 165-195 МПа.

Таким образом, в условиях совместного действия механического напряжения и температуры максимальный прирост деформации за счёт высокоскоростных деформационных скачков имеет место при температуре около 150 $^{\circ}\text{C}$ и в интервале механических напряжений 165-195 МПа [4].

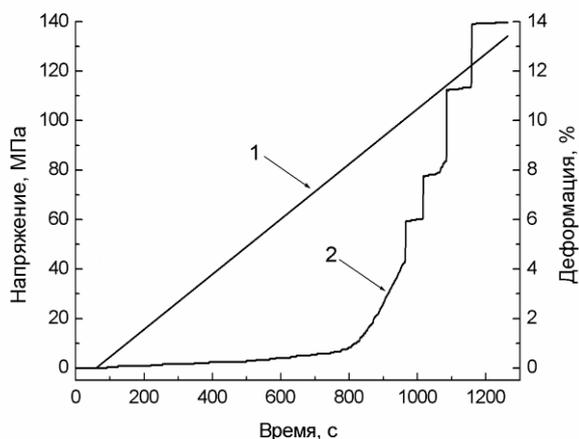


Рис. 1. Изменение напряжения (1) и деформации (2) в алюминий-магний-овом сплаве при температуре $T=25^{\circ}\text{C}$.

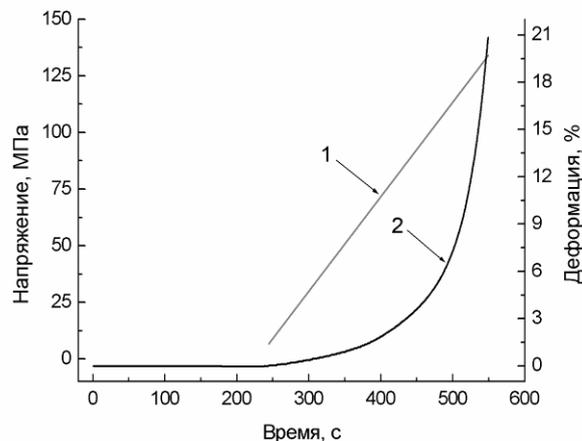


Рис.2. Изменение напряжения (1) и деформации (2) в алюминий-магний-овом сплаве при температуре $T=500^{\circ}\text{C}$

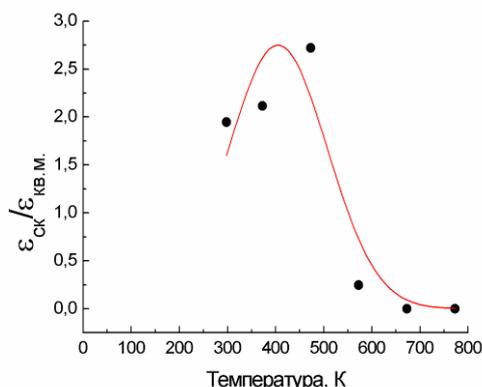


Рис. 3. Характер квазимонотонно-скачкообразной деформации в изотермических циклах.

[1] Песчанская Н.Н., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. Скачкообразная микродеформация наноструктурных материалов // ФТТ. 2008. Т. 50. № 5. С. 815-819.

[2] Плотников В.А., Макаров С.В. Акустическая эмиссия и деформационные процессы в алюминии при высоких температурах // Изв. вузов. Физика, 2005, № 11, с. 33-38.

[3] Плотников В.А., Макаров С.В. Колубаев Е.А. Закономерности акустической эмиссии в условиях пластической деформации алюминиево-магниевого сплава при неизотермическом нагружении // Известия Алтайского государственного университета. 2014. № 1. с.

[4] Макаров С.В., Плотников В.А., Потеев А.И. Макроскопическая корреляция элементарных деформационных актов в слабоустойчивом состоянии кристаллической решетки ГЦК металлов // Известия вузов. Физика. 2014. № 4. С.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ДЕФОРМАЦИЕЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Пацелов А.М.

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

Деформация под давлением многих аустенитных сталей сопровождается барическим фазовым превращением, которое оказывает существенное влияние на эволюцию структуры. Например, в стали 12X18H10T для реализации такого превращения достаточно давления 2 ГПа, а после деформации под давлением 8 ГПа с $\epsilon > 6$ доля фазы высокого давления (ϵ -фазы) достигает 60%. Сталь 4X14H14B2M является более устойчивой к такому превращению, под давлением 10 ГПа после деформации с $\epsilon > 6$ удается получить не более 15% ϵ -фазы, а под давлением 6 ГПа ϵ -фаза не образуется. Барическое фазовое превращение задерживает формирование однородной субмикроструктурной (СМК) структуры (рис.1) и замедляет измельчение элементов структуры. Когда деформация стали 4X14H14B2M не приводит к образованию ϵ -фазы, удается измельчить микрокристаллиты в среднем до 30 нм, но даже небольшое количество фазы высокого давления не позволяет получить средний размер элементов структуры менее 50 нм.

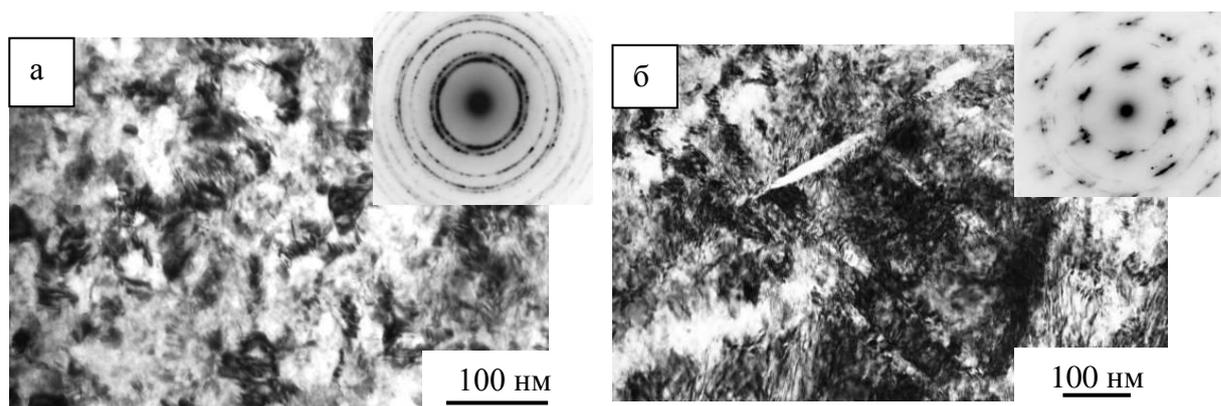


Рис.1 Микроструктура стали 4X14H14B2M после деформации. а - P=6 ГПа, $\epsilon=6.9$; б – P=10 ГПа, $\epsilon=7.7$.

В стали 12X18H10T образование ϵ -фазы выступает как канал релаксации: с увеличением степени деформации на стадии СМК структуры ($\epsilon > 5$) при увеличении доли ϵ -фазы от 50 до 70%, твердость и средний размер элементов структуры (80 нм) остаются неизменными. Таким образом, в аустенитной стали при деформации на стадии СМК структуры реализуется один из двух возможных механизмов релаксации - сдвиговое фазовое превращение или измельчение элементов структуры.

Закономерное влияние ϵ -фазы на изменение структуры при деформации должно проявиться при последующем нагреве.

При нагреве стали 4X14H14B2M с СМК структурой (P=6 ГПа), до температуры 700°C, обеспечивающей одновременное протекание распада пересыщенного твердого раствора и рекристаллизации, формируется однородная субмикроструктурная структура типа «микродуплекс» (рис.2) с размером зерен 0.3 мкм и карбидами, расположенными в тройных стыках зерен.

В ходе низкотемпературной рекристаллизации при температуре 600°C в стали 4X14H14B2M, деформированной под давлением 10 ГПа, в областях, где СМК структура не сформировалась из-за γ - ϵ превращения, рекристаллизация не начинается (рис.3а), поскольку 600°C ниже температуры термоактивированного образования центров рекристаллизации в

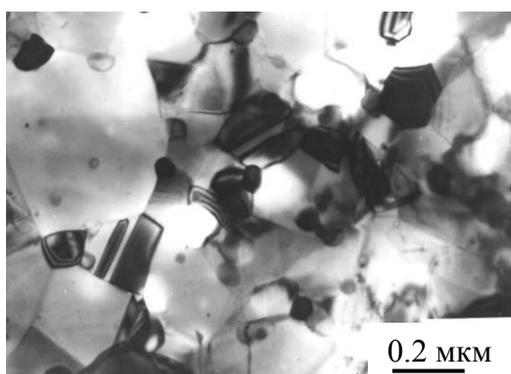


Рис.2 Микроструктура стали 4X14N14B2M после деформации с $\epsilon=7.5$ под давлением 6 ГПа и отжига при 700°C 50 ч.

исследованной стали. В областях с СМК структурой, как и после деформации под давлением 6 ГПа, наблюдается рост отдельных центров (рис.3б). Таким образом, в СМК структуре этой стали способными к миграции оказываются только некоторые границы, что связано с неравномерным закреплением границ атомарным углеродом. В результате, еще до завершения первичной рекристаллизации отдельные зерна вырастают до нескольких микрон, что делает невозможным получение субмикрозернистой структуры. При данной температуре, соответствующей низкой скорости распада пересыщенного твердого раствора, карбидные частицы выделяются в основном за фронтом рекристаллизации и не влияют на рост зерна.

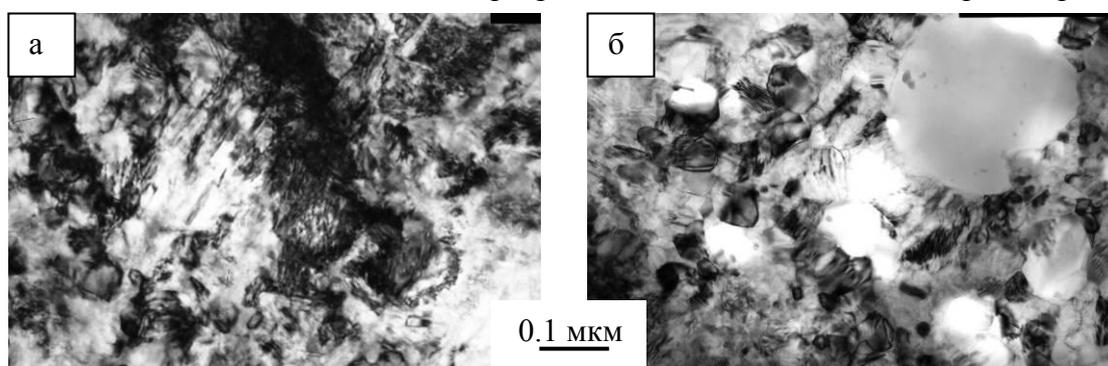


Рис.3 Микроструктура стали 4X14N14B2M после деформации с $\epsilon=7.7$ под давлением 10 ГПа и отжига при 600°C, 64 ч

В стали 12X18N10T, в которой после деформации присутствует 60% ϵ -фазы ($\epsilon=5.5$), рекристаллизация не начинается, пока не распадается вся фаза высокого давления: ϵ -фаза сохраняется при нагреве до 350°C, 20 мин. (рис.4а). Повышение температуры до 400°C, 20 мин. приводит к исчезновению ϵ -фазы и быстрому развитию рекристаллизации. В результате формируется однородная структура (коэффициент вариации линейных размеров $K=0.6$) со средним размером зерна 1.4 мкм (рис.4б) и расположением карбидов как на границах, так и внутри зерен.

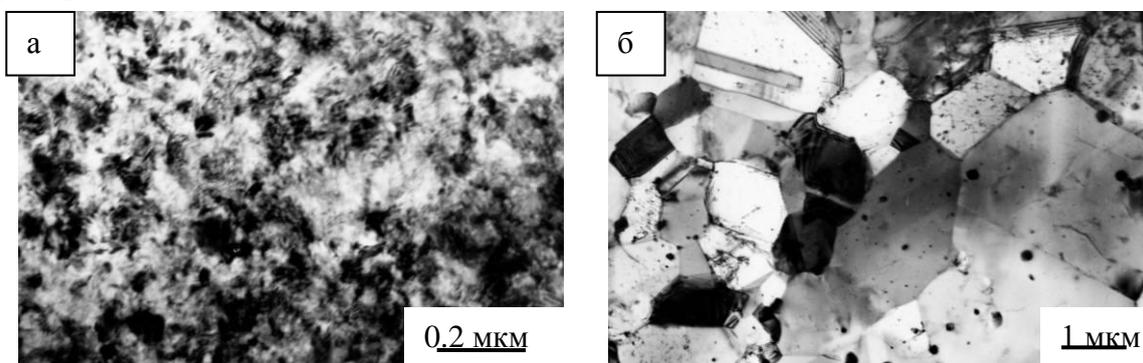


Рис.4 Микроструктура стали 12X18N10T после деформации с $\epsilon=5.5$ под давлением 8 ГПа и отжига при 350°C (а) и 400°C (б), 20 мин.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл» и проекту УрО РАН 12-У-2-1017. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СИЛУМИНА

Громов В.Е.¹, Алсараева К.В.¹, Коновалов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Бондаренко К.Ю.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Томский национальный исследовательский политехнический университет, Томск, Россия

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru

В настоящей работе проведено исследование закономерностей эволюции структуры и усталостной долговечности силумина марки АК12, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия и последующей многоцикловой усталости до разрушения.

Структура исследуемого силумина характеризуется наличием большого количества первичных кристаллитов кремния в форме пластин (размеры пластин изменяются в пределах от единиц до сотни микрометров), которые располагаются хаотически, либо декорируют границы зерен сплава.

Выявлена немонотонная зависимость количества циклов до разрушения от режима облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Наилучший результат, превышающий усталостную долговечность исходных (не облученных) образцов силумина более чем в 2,5 раза, показали образцы, облученные электронным пучком по следующему режиму: плотность энергии пучка электронов 20 Дж/см²; длительность импульсов воздействия 150 мкс; количество импульсов – 5; частота следования импульсов 0,3 с⁻¹.

Усталостная долговечность силумина определяется в первую очередь структурой поверхностного слоя образцов, сформированной при электронно-пучковой обработке. Образцы, обработанные по режиму 15 Дж/см²; 150 мкс; 1 имп., показали при испытаниях минимальную усталостную долговечность. Анализируя структурное состояние модифицированной поверхности этих образцов, можно отметить, что облучение электронным пучком привело к плавлению лишь алюминия. Высокоскоростная термическая обработка, имеющая место при облучении, привела к формированию многочисленных микропор и микротрещин, расположенных в пластинах кремния. Пластины кремния являются концентраторами напряжения, т.е. источниками микро- и макротрещин в условиях усталостных испытаний. В совокупности выявленные особенности структуры, формирующейся при указанном режиме облучения, привели к существенному (более чем в 2 раза, по отношению к исходным образцам) снижению усталостной долговечности силумина.

Максимальную усталостную долговечность при испытаниях показали образцы силумина, обработанные высокоинтенсивным импульсным пучком электронов по режиму 20 Дж/см²; 150 мкс; 5 имп. Установлено, что на поверхности облучения формируется однородная структура зеренного типа (размер зерен эвтектики изменяется в пределах 30...50 мкм). Зерна разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм. Концентраторы напряжений, способные являться источниками разрушения образца, на кромке излома не обнаруживаются. Это, очевидно, указывает на то, что концентраторы, явившиеся причиной разрушения образца, располагались под поверхностью, по всей видимости, на границе раздела жидкой и твердой фаз. Одной из возможных причин снижения числа циклов до разрушения до исходного состояния при совокупной плотности мощности пучка электронов 10⁶ Вт*имп/см² могут являться мощные остаточные термические напряжения, формирующиеся в модифицированном поверхностном слое.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 13-08-00416_а и №13-02-12009_офи_м), госзадания Минобрнауки № 2708ГЗ и задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности.

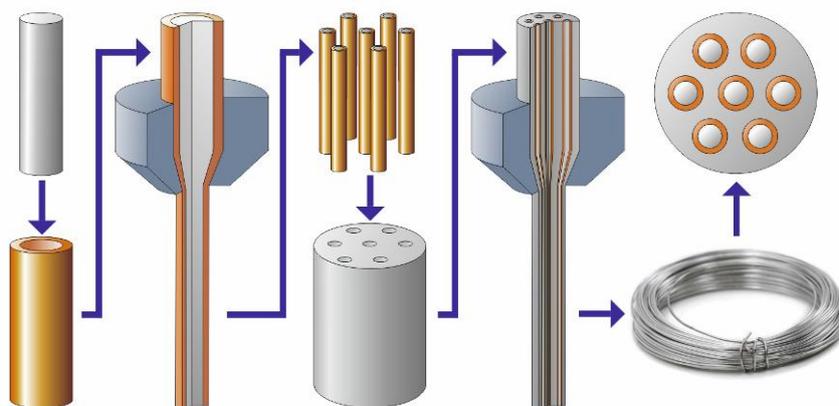
СТРУКТУРА МНОГОЖИЛЬНОГО КОМПОЗИТНОГО ПРОВОДА Al-Cu-Mg, ПОЛУЧЕННОГО ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ

Клюкин И.В., Астафьев В.В., Александров А.В., Яблонских Т.И., Волков А.Ю.,
Бродова И.Г., Елохина Л.В.

Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия

В настоящее время важной задачей материаловедения является разработка новых методов получения термически стабильных проводов, сочетающих высокую электропроводность и достаточную прочность, сохраняющуюся после нагревов до температур 200- 300°С. В данной работе в качестве такого материала предлагается многожильный провод, представляющий собой трёхкомпонентный композит Al-Cu-Mg.

Изготовление трехкомпонентного композита Al-Cu-Mg проводилось по следующей схеме.



На первом этапе магниевые стержни диаметром 12 мм, изготовленные методом гидроэкструзии, помещались в медную трубку с внешним диаметром 20 мм, и такая сборка была проэкструдирована до прутков диаметром 3 мм.

На втором этапе в цилиндрической заготовке из сплава АМг-6 диаметром 20 мм высверливалось 7 отверстий диаметром 3 мм, в которые вставлялись уже изготовленные прутки Mg-Cu. Далее последующей гидроэкструзией этой трехкомпонентной сборки при комнатной температуре без применения промежуточных отжигов были получены провода требуемого диаметра.

Структура композита изучена с помощью оптического микроскопа “NEORHOT -32”.

Для определения фазового состава и толщины диффузионных слоёв по сечению композита измерена микротвердость в областях перехода Al матрицы в Cu стержень и Cu стержня в Mg. Кроме того, на сканирующем электронном микроскопе “ Superprobe JCSA-773” методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) вдоль линии сканирования электронного пучка построены распределения концентрации основных элементов, входящих в состав композита (Al, Mg, Cu и Si), в пограничных зонах: матрица АМг - Cu и Cu-Mg.

Из результатов МРСА следует, что в областях контакта стержней и матрицы, а также стержней между собой находятся слои переменного состава толщиной порядка десятка мкм. По данным измерения микротвёрдости эти диффузионные зоны более протяжённые и достигают 100 мкм как между матрицей и медным стержнем, так и между разноимёнными стержнями. Определены значения микротвёрдости всех трёх компонентов композита: матрица -1000 МПа, медный стержень- 1300 МПа, магниевый стержень-500 МПа.

Дальнейшие исследования предполагают изучение постдеформационных процессов, протекающих при нагреве данного трёхслойного композита, и измерение его свойств.

Особое внимание будет уделено изучению фазового состава диффузионных слоёв в области контактов разноимённых стержней и матрицы и изменению их тонкой структуры.

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМ NiMn И NiAl

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

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

В настоящей работе методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, оптической микроскопии, дифракции рентгеновских лучей и электронов, резистометрии и дилатометрии в широком интервале температур и составов исследованы В2-сплавы на основе систем Ni-Mn и Ni-Al. Данные сплавы как бинарные, так и многие тройные испытывают сдвиговое термоупругое мартенситное превращение В2→L1₀. Мартенситное превращение в бинарных сплавах Ni₅₀Mn₅₀ и Ni₄₉Mn₅₁ происходит при высоких температурах. Критические точки определены методом двух касательных по кривым зависимости электросопротивления от температуры.

Анализ электронных микрофотографий позволил выделить ряд характерных особенностей внутренней структуры кристаллов тетрагонального мартенсита. Обнаружено, что мартенситная микроструктура представляет собой иерархию пакетов параллельных когерентных кристаллов с плоскими границами раздела между ними и тонкими вторичными нанодвойниками внутри.

Исследование влияния режима термообработки на микроструктуру сплавов Ni₅₀Mn₅₀ и Ni₄₉Mn₅₁ показало, что закалка в воду от 1173 К (по сравнению с закалкой от 1073 К,) в обоих сплавах приводит к некоторому измельчению кристаллов L1₀-мартенсита, появлению линзовидной формы части первичных двойников в пакетах и к увеличению числа вторичных нанодвойников. Это не только сопровождается уширением рентгеновских отражений мартенситной фазы, но и наблюдением на микроэлектронограммах интенсивных тяжелей вдоль нормалей к плоскостям типа {111}_{ГЦТ}. Выполненные в данной работе измерения ρ(T) и ΔL/L₀(T) показали, что в соединении NiMn ТМП происходит в области высоких температур с узким температурным гистерезисом (~50°). Определены объемные и линейные эффекты превращения для сплава Ni₅₀Mn₅₀.

В сплавах Ni-Al, содержащих свыше 63 ат. % Ni, а также в сплаве Ni₅₀Co₁₄Al₃₆ образуется мартенсит с гранцентрированной тетрагональной решеткой типа L1₀, а в сплавах с меньшим количеством никеля - длиннопериодный мартенсит типа 14М. Пересыщенные никелем сплавы с исходной структурой мартенсита при нагреве испытывают распад и обратное мартенситное превращение в В2-аустенит, которое зависит от сформировавшейся при старении двухфазной структуры. При последующем охлаждении от температур, лежащих в интервалах превращений, возможен прямой мартенситный переход в двухфазном состаренном сплаве.

В работе также определены параметры решеток высокотемпературной и мартенситной фаз, системы и величина двойникового сдвига. Установлено, что мартенситное превращение и двойникование осуществляется с учетом инвариантности плоскости {110}_{В2} || {111}_{L10}. Двойникование как и длиннопериодность 14М-мартенсита служит способом аккомодации упругих напряжений, возникающих при фазовом переходе. Высокообратимый термоупругий характер мартенситного превращения в сплавах воспроизводится при многократном термоциклировании.

Работа выполнена при поддержке молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30, РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$

Чуракова А.А.^{1,2}, Гундеров Д.В.^{1,2}

¹Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
churakovaa_a@mail.ru

Эквиатомные сплавы TiNi являются наиболее привлекательными сплавами с эффектом памяти формы для применения, в частности, в качестве актюаторов и датчиков. В этих случаях сплавы TiNi испытывают многократные циклы мартенситных превращений, либо под действием внешних нагрузок, либо при изменении температуры. Известно, что критические температуры и напряжения для мартенситного превращения $B2 \leftrightarrow B19'$ в TiNi зависят от термо- и механоциклирования [1-9]. Понимание влияния термоциклирования на поведение при превращении и повышение стабильности имеет большое значение для этих сплавов. В литературе имеются данные по влиянию термоциклирования на температуры превращений и параметры ЭПФ крупнозернистых (КЗ) сплавов TiNi, но влияние термоциклирования на параметры превращения, структуру и механические свойства полученных ИПД ультрамелкозернистых сплавов TiNi [10,11] исследовано слабо.

Исследования проводились на образцах эквиатомного сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ (at.%). Термоциклирование (ТЦ) проводилось в диапазоне температур мартенситного превращения с числом циклов $n=100$. Структура исходного КЗ сплава после закалки от 800°C мартенситная с размером зерна $200\ \mu\text{m}$ (рис.1, а). После РКУП в материале формируется сложная мартенситная структура с размером зерен около $700\ \text{nm}$ (рис.1, б). Предел текучести сплава после РКУП возрастает до $920\ \text{МПа}$ по сравнению с $430\ \text{МПа}$ в исходном КЗ состоянии. Предел прочности практически не изменяется в результате термоциклирования вплоть до $n=100$, но при этом, наблюдается повышение предела текучести с 430 до $550\ \text{МПа}$ и с 935 до $1120\ \text{МПа}$ для КЗ и РКУП состояния, соответственно (рис. 2). Пластичность при этом остается на уровне $40\ \%$. В работе [12], посвященной исследованию влияния термоциклирования на сплавы TiNi, было показано, что M_s сплава с меньшим содержанием Ni относительно стехиометрии в результате ТЦ понижается примерно на 20°C , M_s Ni-rich сплавов практически не изменяется. В данной работе определение параметров мартенситного превращения проводились путем ДСК, нагрев-охлаждение в диапазоне -150°C до $+150^\circ\text{C}$ со скоростью $20^\circ\text{C}/\text{мин}$. Обнаружено, что ТЦ приводит к понижению температур мартенситных превращений в КЗ состоянии на $3^\circ-6^\circ\text{C}$, в состоянии после РКУП ТЦ приводит к незначительному понижению температур прямого превращения (M_s , M_f) на $2^\circ-3^\circ\text{C}$ и повышение температур обратного (A_s , A_f) на 6°C .

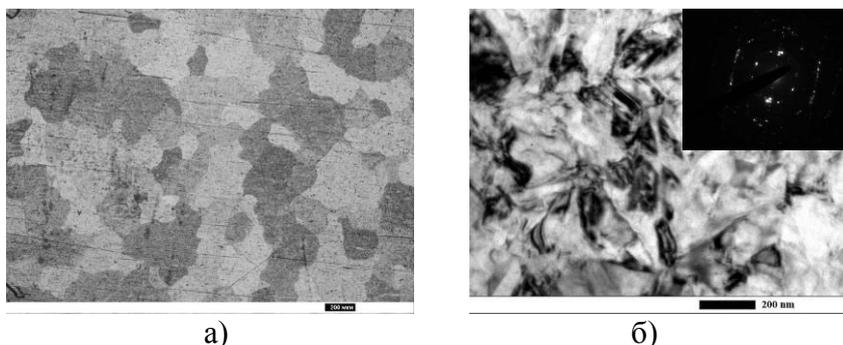


Рис. 1. Структура сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$: а). КЗ, б). УМЗ

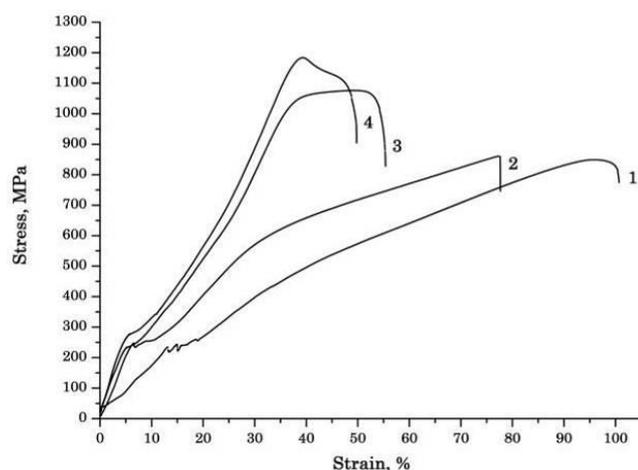


Рис. 2. Графики зависимости «напряжение-деформация» для сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$, где 1-КЗ, 2-КЗ+ТЦ, 3-РКУП, 4-РКУП+ТЦ

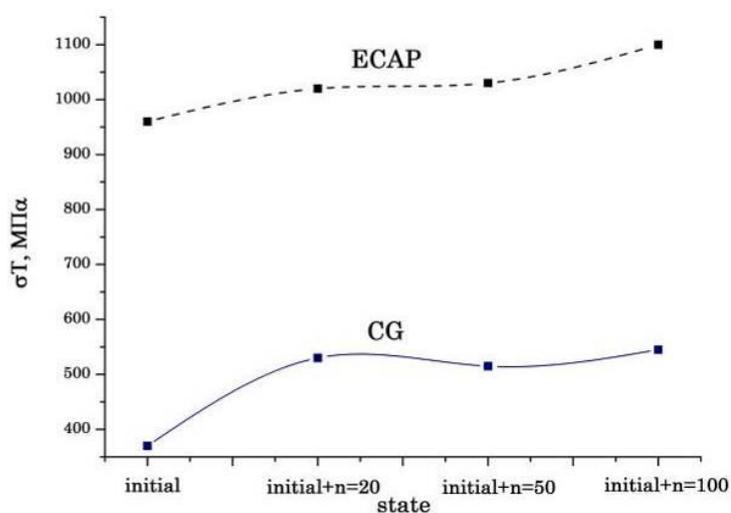


Рис. 3. График зависимости предела текучести (σ_T) от состояния

- [1] S. Miyazaki, Y. Igo, K. Otsuka, *Acta Metal.* 34 (1986) 2045–2051.
 [2] S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, K. Otsuka, *Metall. Trans.* 17A (1986) 115–120.
 [3] P.G. McCormick, Y. Liu, *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 2407–2413.
 [4] B. Strnadel, S. Ohashi, H. Ohtsuka, S. Miyazaki, T. Ishihara, *Mater. Sci. Eng. A203* (1995) 187–196.
 [5] L. Jordan, M. Masse, J.Y. Collier, G. Bouquet, *J. Alloys Compd.* 211–212 (1994) 204–207.
 [6] Y. Liu, P.G. McCormick, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 1321–1326.
 [7] R. Stalmans, J. Van Humbeeck, L. Delaey, *Acta Metall. Mater.* 40 (1992) 501–511.
 [8] Y. Liu, J. Van Humbeeck, *J. Phys. IV* 7 (1997) C5-519–C5-524.
 [9] Y. Liu, D. Favier, H. Yang, *Mater. Trans. JIM* 43 (2002) 792–797.
 [10] Valiev R.Z. 2000 *Progr. Mater. Sci.* 45 pp 103-189
 [11] Valiev R.Z., Alexandrov I.V. 2007 *Bulk Nanostructured Metallic Materials: fabrication, structure and properties M.: Akademkniga* 398p (in Russian).
 [12] В.Я. Ерофеев, Л.А. Монасевич, В.А. Павская, Ю.И. Паскаль, *ФММ*, 53 (5) (1982) 963-965.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Счастливец В.М.¹, Табатчикова Т.И.¹, Яковлева И.Л.¹, Дельгадо Рейна С.Ю.¹,
Голосиенко С.А.², Пазилова У.А.², Хлусова Е.И.²

¹Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия

²ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
tabat@imp.uran.ru

Основным способом достижения высокого комплекса механических свойств низкоуглеродистых легированных сталей является совершенствование технологии термической и термомеханической обработок (ТМО). Прокат, предназначенный для строительства сварных конструкций, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях, должен иметь и высокую прочность, и хорошую хладостойкость, что может быть достигнуто за счет создания высокодисперсной фрагментированной структуры.

Ранее нами было показано [1,2], что высокие прочностные свойства и ударная вязкость стали 10ХН2МД, подвергнутой ТМО в лабораторных условиях и отпуску, обусловлены формированием мартенситно-бейнитной фрагментированной структуры с высокой плотностью дефектов кристаллического строения, унаследованных ею в процессе ТМО от горячедеформированного аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращении. Характерной особенностью структуры исследованной стали является то, что выделяющаяся карбидная фаза обладает высокой степенью дисперсности (50-100 нм). Было показано, что ТМО оказывает тормозящее действие на процессы отпуска. Это имеет чрезвычайно важное значение для сварки стали, поскольку в зоне термического влияния сварного соединения неизбежно происходит нагрев до температур 600–670°C, и разупрочнение этого участка крайне нежелательно. Повторная закалка стали, подвергнутой ТМО, приводит к выделению частиц карбидов, напротив, в более грубой форме, гораздо интенсивнее протекает полигонизация α -фазы, в связи с чем полностью нарушается реечный характер структуры, что вызывает снижение прочности.

Важным является вопрос о сохранении высоких прочностных свойств и показателей сопротивления хрупкому разрушению при проведении дополнительной термической обработки готового листового проката, закаленного в установке контролируемого охлаждения (УКО), поэтому были проведены более детальные исследования листового проката толщиной 20 и 35 мм из стали 10ХН2МД, произведенного по различным технологическим схемам ТМО в промышленных условиях:

1. ТМО, включавшая деформацию при 1150-1000°C с обжатиями 5-15% за проход, подстуживание, окончательную деформацию с обжатиями 10-20% за проход в интервале температур $A_{r3} + (150-200)^\circ\text{C}$ с последующей закалкой УКО и дополнительный отпуск 640-650°C в течение 6–6,5 час.

2. Такая же обработка и повторная закалка с печного нагрева от 950–960°C, и отпуск при температуре 580-590°C в течение 6–6,5 час.

Результаты испытаний показывают (таблица), что при близких значениях механических свойств, полученных при испытаниях на растяжение, показатель сопротивления хрупкому разрушению $T_{кб}$ (порог хладноломкости) существенно ниже при использовании закалки в УКО, чем после дополнительной закалки с печного нагрева и отпуска. Значения работы удара для листов, подвергнутых дополнительной печной закалке и отпуску, несколько ниже, чем после закалки в УКО и отпуска.

Исследования структуры листов стали 10ХН2МД, подвергнутой закалке в УКО и отпуску, показали, что она состоит из коротких реек с высокой плотностью дислокаций, поделенных на фрагменты (рис. 1 а). На темнопольном изображении рейки «светятся» неоднородно, поскольку разделены на ячейки размером менее 0,3 мкм (рис. 1 б).

Значительную долю структуры составляет бейнит, не имеющий реечного строения, состоящий из мелких субзерен, на границах которых присутствуют выделившиеся при отпуске частицы карбидов Me_6C размером 100-150 нм.

Таблица. Механические свойства листов стали 10ХН2МД

Толщ листа, мм	УКО + отпуск						УКО + отпуск+повторнаязакалка+отпуск					
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KV ⁻⁶⁰ , Дж	T _{кб} , °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KV ⁻⁶⁰ , Дж	T _{кб} , °С
35	750	710	20,0	73,0	226,6	-75	710	630	22,5	73,0	168,8	+5
20	750	710	20,0	73,0	227,2	-100	760	670	19,5	71,0	191,0	-20

Повторная закалка с печного нагрева стали 10ХН2МД, подвергнутой закалке в УКО и отпуску, приводит к утрате фрагментированного строения, появлению участков феррита (рис. 1в) и вырожденного перлита. Это вызвано неполным растворением специальных карбидов типа Me_6C при нагреве под повторную закалку, изменением прокаливаемости стали и частичной потерей наклепа, приобретенного при горячей деформации в процессе ТМО. Следствием таких структурных изменений является повышение температуры вязко-хрупкого перехода.

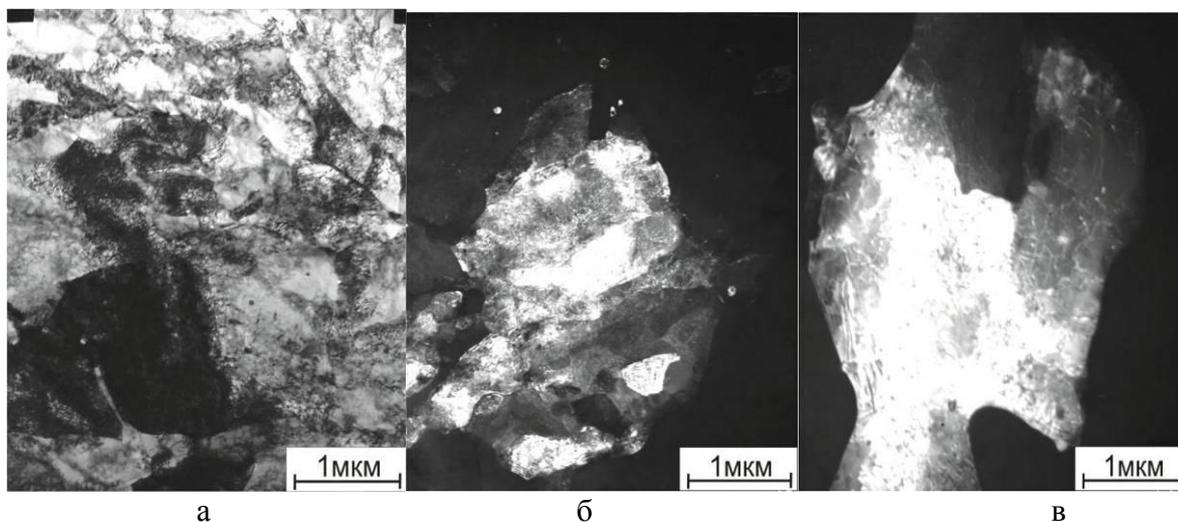


Рис. 1. Микроструктура листа стали 10ХН2МД толщиной 20 мм, произведенного по технологии закалка в УКО+отпуск(а – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в рефлексе (110) α) и после повторной закалки (в – темнопольное изображение в рефлексе (110) α).

[1] Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю., Ватугин К.А., Голосиенко С.А., Круглова А.А., Хлусова Е.И. Влияние режимов термомеханической обработки на структуру и свойства судостроительной стали типа 09ХН2МДФ. Вопросы материаловедения. 2008. № 1(53). С. 20-32.

[2] Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю., Круглова А.А. Влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства стали типа 10ХН2М. Вестник МГТУ. 2006. Т 4, № 16. С. 78-82.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НИКЕЛЕВОГО ПОРОШКОВОГО СПЛАВА ЭП741НП

Ганеев А.А., Валитов В.А.

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

Известно [1], что для повышения эксплуатационных свойств и надежности деталей из порошковых никелевых сплавов, изготовленных методом горячего изостатического прессования (ГИП) целесообразно применение пластической деформации, что особенно актуально при использовании таких материалов для изготовления деталей газотурбинного двигателя. Сплав ЭП741НП является труднодеформируемым, поэтому необходимо формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры типа микродуплекс, которая позволяет деформировать сплав в условиях сверхпластичности. Данная работа посвящена исследованию эволюции структуры в процессе деформационно-термической обработки (ДТО), в результате которой происходит преобразование крупнозернистой структуры в УМЗ микродуплексного типа.

В качестве материала для исследований был использован сплав ЭП741НП, полученный методом ГИП. В исходном состоянии сплав имел крупнозернистую структуру, образовавшуюся в результате спекания порошинок в процессе ГИП (рис.1,а), со средним размером зерна γ - фазы 40 ± 5 мкм. Электронно-микроскопический анализ показал, что в теле крупных зерен равномерно распределена когерентная γ' - фаза, о чем свидетельствует полосчатый контраст типа Муара (рис.2, а). Наблюдаются также выделения γ' - фазы по границам зерен. В ранее проведенной работе [2] авторами было показано, что проведение предварительного гетерогенизирующего отжига (ГО) сплава ЭП741НП приводит к снижению уровня напряжения течения на $5\div 10\%$ и создает благоприятные условия для формирования микродуплексной структуры при ДТО. Это обусловлено тем, что ГО приводит к укрупнению выделений γ' - фазы и увеличению расстояния между ними, а также преобразованию когерентных γ/γ' границ в полукogerентные.

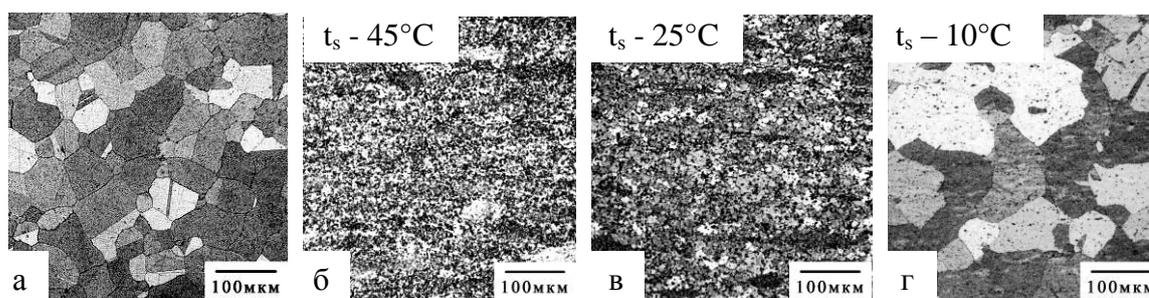


Рис. 1 – Эволюция микроструктуры в сплаве ЭП741НП при ДТО.

а – микроструктура в исходном состоянии; б, в, г – микроструктура после ДТО, температура обработки указана на микрофотографиях в правом верхнем углу.

В данной работе гетерогенизирующий отжиг проводили при более высокой температуре, что привело к увеличению расстояния между выделениями γ' -фазы и их размеров до 1,3 мкм. ДТО образцов проводили методом дробной осадки с промежуточными отжигами. Суммарная степень деформации составила 65%. Дробная осадка проводилась в изотермических условиях при температурах на $10\div 45^\circ\text{C}$ ниже температуры полного растворения γ' - фазы (t_s). Исследование микроструктуры травленных шлифов, изготовленных в плоскости, проходящей через ось сжатия, показало наличие застойных и рекристаллизованных зон с островками нерекристаллизованных участков. Застойные зоны обнаруживались у основания образцов. В образцах деформированных при $t_s - 25\div 45^\circ\text{C}$ в рекристаллизованной зоне формируется дуплексная структура, состоящая из зерен γ -

матрицы и скоагулированных выделений γ' -фазы (рис.1, б, в, рис.2, в). Методами электронной микроскопии показано, что островки нерекристаллизованных участков представляют собой структуру матричного типа с развитой субструктурой (рис. 3, б). При температуре дробной деформации $t_s - 10^\circ\text{C}$ из-за уменьшения объемной доли γ' - фазы до $8\pm 3\%$ средний размер зерна увеличивается до 69 ± 8 мкм, т.е. формируется структура, близкая к матричной, рис. 1, г.

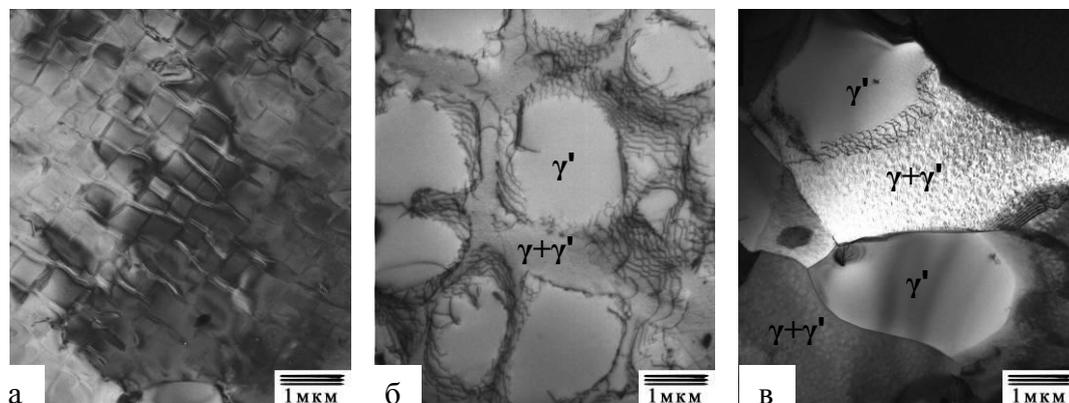


Рис. 2 – Эволюция тонкой структуры в сплаве Э11/41НП при ДТО:

а – исходное состояние, межфазная граница γ/γ' когерентная; б – после ГО, граница γ/γ' полукогерентная; в – после деформации при $t_s - 45^\circ\text{C}$, граница между крупными частицами γ' – фазы и рекристаллизованным зерном γ – фазы может быть как полукогерентная, так и некогерентная, высокоугловую. При охлаждении с температуры деформации в γ – фазе выделилась дисперсная когерентная γ' – фаза.

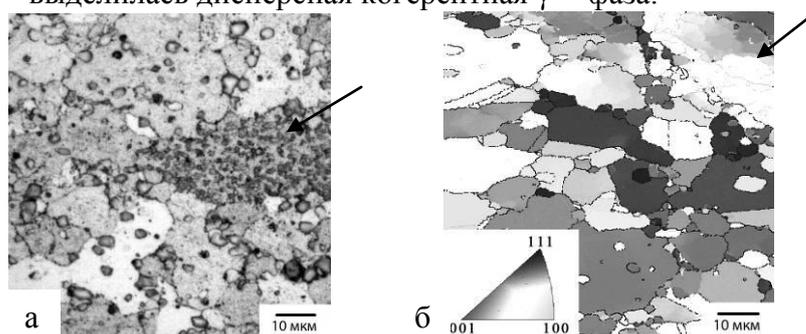


Рис. 3 – Микроструктура (а) и карта ориентации кристаллитов (б) образца после деформации при $t_s - 45^\circ\text{C}$. Стрелками показаны островки нерекристаллизованных участков

Таким образом, на основании проведенных исследований были выявлены закономерности эволюции микроструктуры при ДТО порошкового никелевого сплава ЭП741НП. Определены температурные условия проведения ДТО в двухфазной $\gamma+\gamma'$ -области ($t_s - 10\div 45^\circ\text{C}$), которые предпочтительны для формирования стабильной УМЗ структуры микродуплексного типа в сплаве ЭП741НП.

[1] Ножницкий Ю.А., Проблемы применения гранулируемых сплавов в перспективных ГТД. Технология легких сплавов. 2007. №4. С.13-30

[2] Валитов В.А., Ганеев А.А., Влияние деформационно-термической обработки на микроструктурные изменения в твердофазном состоянии порошкового никелевого сплава ЭП741НП. Сб. тр. конф. «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент», 2013, С. 58-61.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ Ni-Cr-СПЛАВА, ДЕФОРМИРОВАННОГО В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Красноперова Ю.Г., Чашухина Т.И., Воронова Л.М., Дегтярев М.В.

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

Динамический возврат в ходе деформации Ni на стадии субмикроструктурной (СМК) структуры ограничивает рост твердости и измельчение микроструктурных элементов. Подавить этот процесс можно легированием никеля хромом, что приводит к понижению энергии дефекта упаковки и уменьшает подвижность дислокаций. Цель настоящей работы – получить наиболее дисперсную деформационную структуру в сплавах Ni – Cr и оценить ее термическую стабильность.

Исследовали сплавы на основе Ni с содержанием Cr 2, 5 и 12,5 вес.%, а также сплав ХН77ТЮР типа «нимоник», содержащий 20 вес % Cr. Деформацию осуществляли методом сдвига 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 (ϵ) 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 $\Delta\epsilon=0,4$. Для выделения стадий деформации строили зависимости твердости от корня квадратного из ϵ . Образцы сплава ХН77ТЮР со структурой, соответствующей каждой из выделенных стадий деформации, отжигали при температуре максимальной скорости распада пересыщенного твердого раствора 750°С с выдержкой от 15 минут до 50 часов. 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 микроструктурных элементов, а также рекристаллизованных зерен определяли на светлопольных изображениях и на темнопольных изображениях в рефлексе типа (111) по

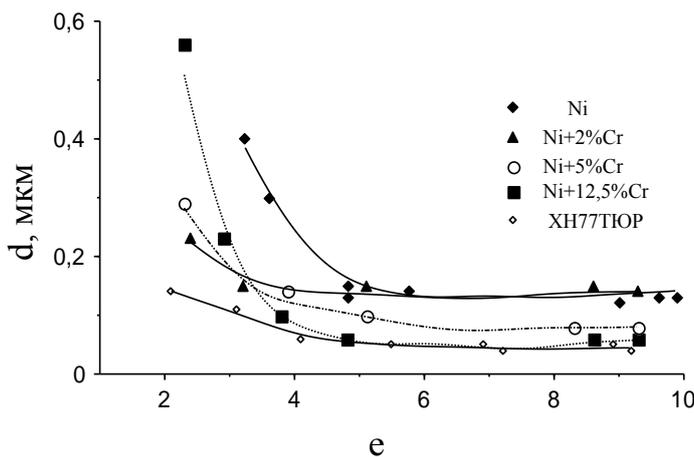


Рис. 1. Изменение среднего размера элементов структуры при деформации сплавов Ni – Cr

результатам более четырехсот измерений, что обеспечивало погрешность менее 10%.

Как и в чистом никеле, в сплавах, содержащих не более 12,5 вес.% Cr, происходит изменение структуры от ячеистой к СМК через стадию смешанной структуры. Легирование хромом в количестве 2% не привело к уменьшению размеров микроструктурных элементов после $\epsilon=9$ по сравнению с чистым никелем ($d_{cp}=0,14$ мкм). При повышении содержания хрома до 5 и 12,5% средний размер микроструктурных элементов уменьшился до 0,08 мкм (рис.1). В никеле и сплаве с 2% Cr наблюдаются крупные микроструктурные элементы содержащие

субграницы, образованные в результате динамического возврата (рис. 2а). Подобную субструктуру имеют некоторые микроструктурные элементы в сплаве с 5% Cr, но их средний размер меньше. Структура сплава ХН77ТЮР на первой стадии характеризуется высокой

неоднородностью. Наряду с двойниками деформации наблюдаются участки смешанной структуры, образованной дислокационными ячейками и микрокристаллитами. К началу второй стадии наблюдается значительное измельчение элементов структуры, средний размер которых составляет 60 нм. На третьей стадии структура образована микрокристаллитами размером 50 – 40 нм. На 2 и 3 стадиях структура практически не различается и образована микрокристаллитами, но прослеживается сохранение полосовой структуры, сформированной при меньших степенях деформации (рис. 2б). Размеры микрокристаллитов, рассчитанные по данным электронно-микроскопического исследования, на третьей стадии не меняются. Выход на насыщение по измельчению характерен для всех сплавов этой системы. Высокий коэффициент вариации линейных размеров микрокристаллитов ($K > 0.8$) свидетельствует о неоднородности субмикрокристаллической структуры сплавов.

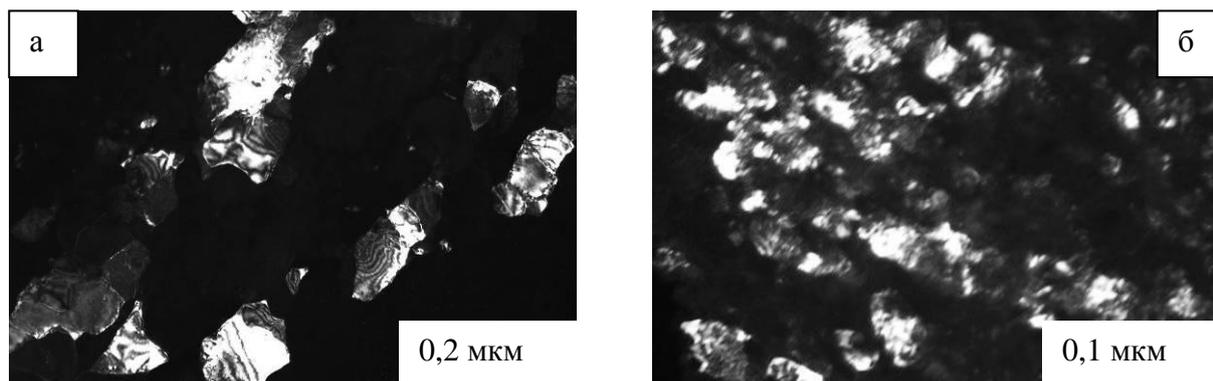


Рис.2 Микроструктура сплава Ni – 2%Cr, $\epsilon=9,3$ (а) и сплава XH77TiO, $\epsilon= 10,4$

Таким образом, наиболее дисперсная структура нанокристаллического масштаба формируется в сплаве типа «нимоник». Поэтому проводили исследование термической стабильности этого сплава.

Отжиг неоднородной структуры, сформированной на первой стадии деформации, не приводит к завершению рекристаллизации при 750°C даже после выдержки в течение 50 ч. В структуре растут отдельные зерна, достигая размеров около 1 мкм. В результате отжига структуры, сформированной на второй и третьей стадиях, за первые 15 минут выдержки

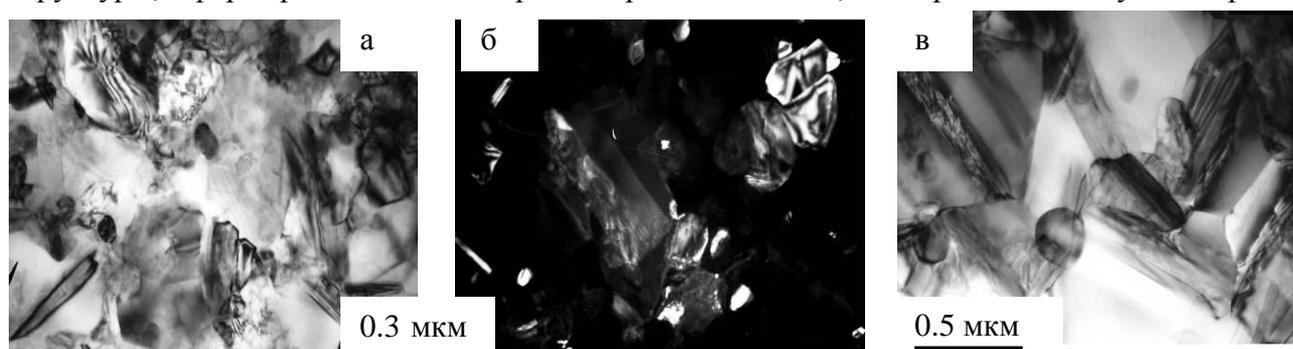


Рис. 3. Микроструктура сплава после деформации $\epsilon=5,5$ и отжига 15 мин. (а, б) и 50ч (в)

развиваются конкурирующие процессы рекристаллизации и выделения γ' -фазы. Наблюдается рост отдельных зерен матрицы до 600 нм, при этом средний размер элементов структуры составляет 170 - 180 нм. 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.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл» и проекту УрО РАН 12-П-2-1015. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВТОРИЧНЫХ ТРЕЩИН (РАСЩЕПЛЕНИЙ) НА ЭНЕРГИЮ РАСПРОСТРАНЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ

Лежнин Н.В.¹, Фарбер В.М.², Хотинин В.А.², Морозова А.Н.²

¹ФГБУН Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов

²Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина
nlezhnin@bk.ru

В работе изучены высокопрочные низкоуглеродистые микролегированные стали 0,05-0,08С, 1,5-1,8Мп, 0,15(Тi+Nb+V) различных производителей, полученные по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.

С помощью оптической и электронной микроскопии установлено, что стали обладают феррито-мартенситной (бейнитной) структурой со средним размером зерна 5-10 мкм. Стали демонстрируют высокий комплекс механических свойств, так $\sigma_{0,2}=650-700$ МПа, $\sigma_B=700-750$ МПа при $KCV^{20}>300$ Дж/см² и температуре вязко-хрупкого перехода ниже -40°C . Методами оптической и растровой электронной микроскопии проведен фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов Шарпи, испытанных при различных температурах. Выделены зоны изломов, соответствующие различным стадиям распространения магистральной трещины, изучены морфология и закономерности распределения расщеплений в зависимости от температуры испытания.

Согласно экспериментальным данным и разработанной модели, образование трещин, залегающих в плоскостях перпендикулярных плоскости магистральной трещины, связано с образованием протяженных большеугловых границ в структуре металла в результате горячей безрекристаллизационной деформации при производстве листа в сочетании с ускоренным охлаждением и закреплением границ дисперсными фазами.

Фрактографический анализ показал, что стенки расщеплений представляют собой плоские участки скола, разделенные ступеньками высотой 10-20 мкм с ямочным изломом. В то же время микро- и макрорельеф излома магистральной трещины указывают на чисто вязкое разрушение. Вся поверхность разрушения между расщеплениями занята ямочным изломом. Вокруг расщеплений наблюдаются участки, расположенные под углом 45° к плоскости магистральной трещины, со структурой аналогичной структуре боковых откосов образца, включая ямки отрыва вблизи расщеплений. Таким образом расщепления уменьшают масштабный эффект, разделяя исходный образец на пачку более тонких.

На основе экспериментальных данных сделан вывод о том, что:

–образование и рост расщеплений происходит по протяженным большеугловым границам в структуре металла;

–количество расщеплений растет с понижением температуры испытания и резко падает при формировании хрупкого квадрата;

–раскрытие расщепления происходит в плоскодеформированной области вблизи фронта магистральной трещины;

–расщепления представляют собой релаксационный процесс, приводящий к снятию плоскодеформированного состояния.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ТИТАНА В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Мишин И.П., Грабовецкая Г.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Коршунов А.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия
mip@ispms.tsc.ru

Наиболее интересные результаты последнего десятилетия в плане разработки металлических материалов с требуемыми эксплуатационными и технологическими характеристиками связаны с созданием и исследованием ультрамелкозернистых поликристаллов с размерами структурных элементов менее 1 мкм. Необычность структуры таких материалов приводит к существенному повышению их механических и проявлению у них новых физических свойств. В работе представлены результаты исследований авторов некоторых механических и физических свойств титана и его сплавов в ультрамелкозернистом состоянии, полученном методами интенсивной пластической деформации, а также рассмотрены возможности использования этих свойств [1-4].

На примере титана (марка ВТ1-0) и сплавов ВТ6 и ПТ-3В показано, что формирование ультрамелкозернистого состояния приводит в интервале низких гомологических температур к повышению их прочностных характеристик в 1,5-3 раза по сравнению с мелкозернистым состоянием (табл. 1.). Соотношение скоростей установившейся ползучести титановых сплавов в мелкозернистом и ультрамелкозернистом состояниях зависит от температуры и величины напряжения. В температурном интервале, соответствующем низкотемпературной ползучести, скорость установившейся ползучести ультрамелкозернистого состояния на 1-2 порядка ниже по сравнению с мелкозернистым состоянием.

Таблица. 1. Механические свойства сплавов титана при комнатной температуре

Материал	d, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
ВТ1-0	7	360	474	24
	0.12	1000	1100	11
ВТ6	10	970	1010	13
	0,2	1350	1450	11
ПТ-3В	50	670	715	14
	0,3	1130	1175	10

Путем анализа электрохимического поведения титана в агрессивных средах установлено, что формирование ультрамелкозернистой структуры позволяет повысить его коррозионную стойкость. При этом наблюдается изменение механизма коррозии от питтингового для мелкозернистого состояния к сплошному для ультрамелкозернистого состояния.

Формирование ультрамелкозернистого состояния в сплавах титана, проявляющих при определенных условиях сверхпластические свойства, приводит к снижению температуры реализации сверхпластического состояния. Показано, что этот эффект может быть использован для понижения температур прокатки титановых сплавов по сравнению с традиционно применяемыми в промышленности.

В ультрамелкозернистом титане и его сплавах наблюдается снижение эффективного коэффициента диффузии водорода и повышение способности накапливать водород в объеме. Предельно допустимая концентрация водорода, при которой наблюдается переход сплавов титана в ультрамелкозернистом состоянии к хрупкому разрушению, увеличивается в два раза по сравнению с мелкозернистым состоянием. Это позволяет рассматривать титановые

сплавы в ультрамелкозернистом состоянии как перспективные материалы для накопителей водорода и для изготовления изделий, работающих в водородосодержащих средах.

При изучении свойств титанового сплава ПТ-3В установлено, что формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к повышению не только его прочностных характеристик, но и акустических свойств. Это позволяет использовать сплав в ультрамелкозернистом состоянии для изготовления волноводов ультразвуковых систем. Разрушение волноводов из ультрамелкозернистого сплава ПТ-3В происходит при подводимой мощности в 1,5-2 раза выше по сравнению с крупнозернистым сплавом. При этом значительно возрастает ресурс работы волноводов в условиях повышенной выходной мощности.

[1]. Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н. Структура и механические свойства ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V, полученного с использованием обратимого легирования водородом // Перспективные материалы.–2012.– №5.– С. 21-27.

[2]. Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Мишин И.П. Деформационное поведение субмикроструктурного титана при ползучести // Деформация и разрушение материалов.– 2013.– № 1.– С. 26-33.

[3]. Божко П.В., Коршунов А.В., Ильин А.П., Лотков А.И., Раточка И.В. Электрохимическое поведение пластически деформированного титана в растворах серной кислоты // Известия Томского политехнического университета.– 2011.– Т.319, №3.– С. 17–24.

[4]. Коломеец Н.П., Лбов А.Ф., Шаркеев Ю.П., Найденкин Е.В., Белявская О.Ф., Каминский П.П., Толмачев А.И., Раточка И.В., Винокуров В.А. Ультразвуковая колебательная система / Патент РФ №2384373, опубл. 20.03.2010 г., Бюл. №8.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТРОЙНЫХ КВАЗИБИНАРНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ NiMnMe (Al, Ti, Ga)

**Белослудцева Е.С., Коуров Н.И., Куранова Н.Н.,
Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.**

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ebelosludceva@mail.ru*

Как известно, термоупругое мартенситное превращение в бинарном стехиометрическом сплаве Ni₅₀Mn₅₀ с B2-сверхструктурой происходит при высоких температурах (920-1020 К). Легирование третьими химическими элементами снижает их критические температуры начала и конца прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) мартенситного превращения. Это позволяет конструировать сплавы с заданными параметрами мартенситных превращений.

В настоящей работе изучены структура и фазовые превращения в квазибинарных сплавах Ni₅₀Mn_{50-x}Me_x (Me = Al, Ti, Ga) методами рентгенографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, оптической металлографии, измерений физических свойств. Критические точки мартенситных превращений определены по кривым температурных зависимостей электросопротивления или магнитной восприимчивости методом двух касательных. Выяснено влияние легирующих элементов на критические температуры мартенситных превращений и построены их диаграммы. Ориентационное соотношение между решетками B2-аустенита и мартенсита близко к Бейновским. Показано, что мартенсит во всех сплавах характеризуется пакетной морфологией, описываемой самосогласованной иерархией попарнодвойникованных пластинчатых кристаллов и их когерентных сочленений. Длина первичных пластин мартенсита составляет ~8...10 мкм, а

толщина ~250...350 нм. Толщина тонких внутренних двойников не превышает нескольких десятков нанометров (30...100 нм).

Структурными методами, включая EBSD, определены параметры и структурные типы мартенситных фаз, их концентрационная последовательность и особенности микроструктуры. Наряду с появлением мартенсита типа $L1_0$ были обнаружены новые длиннопериодные мартенситные фазы, о чем свидетельствовали экстрарефлексы на рентгенограммах и электронограммах, расположенные эквидистантно на $1/4$, $1/5$ и $1/7$ (в обратной решетке) между основными рефлексами, и последовательно смещающие друг друга.

Предложены кристаллоструктурные модели мартенситной перестройки в сплавах с $L1_0$ -мартенситом и длиннопериодными структурами 8M, 10M, 14M. Они базируются на построении кооперативных атомных смещений типа $\{011\}\langle 01\bar{1}\rangle$ B2-решетки с разным способом укладки плотноупакованных плоскостей. Сделан вывод о доминантной роли механизма аккомодации упругих напряжений, обусловленных мартенситным превращением, посредством двойникования, в бинарном и малолегированных сплавах с высокотемпературным мартенситным превращением. В высоколегированных тройных сплавах происходит смена структурного типа мартенсита от $L1_0$ к длиннопериодным, что, по-видимому, также является результатом специфической аккомодации упругих напряжений, возникающих при таком фазовом переходе.

Имеются основания считать, что аустенит сплавов состава, близкого к формуле $Ni_{50}Mn_{25}Me_{25}$, испытывает частичное или полное атомное упорядочение по типу $L2_1$.

Структура сплавов исследовалась в ЦКП ИФМ УрО РАН. Работа выполнена при поддержке молодежного проекта ФАНО 14-2-НП-30, РФФИ (№ 14-02-00379) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1060).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИХ ТРЕЩИН В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

Бутусова Е.Н.¹, Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Чегуров М.К.¹, Лопатин Ю.Г.¹,
Мелехин Н.В.¹, Шотин С.В.¹, Вирясова Н.Н.¹, Степанов С.П.¹, Козлова Н.А.¹,
Грязнов М.Ю.², Пещаяев Р.М.^{1,3}, Смирнова Е.С.¹

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

²Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

³Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

enbutusova@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований процесса зарождения трещин коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) и коррозионной усталости (КУ) малоуглеродистых низколегированных трубных сталей различного химического и фазового состава.

В качестве объекта исследования в работе выступали образцы трубных сталей 10Г2ФБЮ, 17Г1С-У, 19Г, 12Г2СФБ и др., структура которых сформирована методами горячей прокатки, нормализации, контролируемой прокатки, а также образцы армо-железа в нормализованном состоянии. Образцы сталей отбирались из основного металла труб магистральных газопроводов в состоянии поставки и после длительной эксплуатации.

Структурные исследования проводились с использованием растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350.

Для исследований механических свойств сталей кроме стандартных испытаний на растяжение, микротвердость и ударную вязкость, дополнительно использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости (σ_0) и физического предела текучести (σ_T).

На основании сравнения экспериментально измеренной величины предела макроупругости σ_0 в стали после эксплуатации с величиной σ_0 стали в состоянии поставки (исходном состоянии), проводился расчет уровня старения стали. На основании сравнения экспериментально измеренной величины σ_0 с величиной рабочих напряжений в стенке трубы проводился анализ условий эксплуатации основного металла трубы.

Испытания на зарождение КРН-трещин проводились по схеме «трехточечный изгиб» в кипящем водном растворе нитрата кальция с добавлением аммиачной селитры, в которых фиксировалось время инкубационного периода $\tau_{\text{инк}}$ при заданном уровне напряжения (σ). Испытания проводились в интервале напряжений до предела прочности. На основе анализа полученных результатов определялось пороговое разрушающее напряжение КРН ($\sigma_{\text{крн}}$) – максимальное напряжение, при котором растрескивания образцов не происходит за выбранную базу испытаний.

Обобщение результатов испытаний показывает, что при напряжениях больших предела макроупругости ($\sigma > \sigma_0$) наблюдается монотонное увеличение $\tau_{\text{инк}}$ с уменьшением σ . При асимптотическом приближении к σ_0 наблюдается резкое увеличение $\tau_{\text{инк}}$ – время инкубационного периода при $\sigma \leq \sigma_0$ становится больше выбранной базы испытания и образцы не разрушаются. Это дает основание полагать, что σ_0 является пороговым напряжением для процессов КРН трубных сталей и растрескивание происходит в только области микропластической деформации. Установлено, что зависимость $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$ имеет экспоненциальный характер: в области напряжений $\sigma > \sigma_0$ зависимость $\tau_{\text{инк}}(\sigma)$ в полулогарифмических координатах $\ln \tau_{\text{инк}} - \sigma$ может быть экстраполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала и времени эксплуатации (уровня старения). Показано, что время инкубационного периода КРН зависит от параметров структуры стали. Установлено, что одним из ключевых структурных факторов, определяющих склонность стали к зарождению трещин КРН является наличие, размер, объемная доля и характер пространственного распределения (объем зерна, субструктурные ячейки и ядра дислокаций, границы зерен) частиц карбидов (цементита). Проведенные исследования показали, что с увеличением объемной доли карбидов, выделившихся по границам зерен феррита, наблюдается существенное уменьшение времени инкубационного периода.

Во второй части доклада представлены результаты экспериментальных исследований процессов коррозионно-усталостного разрушения низколегированных трубных сталей.

Для исследования коррозионно-усталостных свойств сталей использовался лабораторный автоматизированный комплекс, позволяющий проводить испытания образцов по схеме «консольный изгиб». Испытания плоских образцов проводились в 3%-ном водном растворе NaCl при частоте 50 Гц. В ходе эксперимента фиксировалось число циклов до зарождения трещины N_0 , число циклов до разрушения N_{max} , а также длина трещины $L_{\text{тр}}$ в каждый момент времени. Амплитуда прикладываемого напряжения варьировалась в интервале до предела прочности.

Исследования процесса зарождения и распространения трещин показывает, что зависимость числа циклов до зарождения трещины от амплитуды приложенного напряжения $N_0(\sigma_a)$ в полулогарифмических координатах может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала. Увеличение объемной доли частиц структурно-свободного цементита, выделившихся по границам зерен феррита в процессе длительной эксплуатации, приводит к увеличению угла наклона зависимости $N_0(\sigma)$ и уменьшению числа циклов до зарождения трещин N_0 при заданной амплитуде напряжения. Зависимость скорости роста трещины от напряжения $V_{\text{тр}}(\sigma)$, имеет двухстадийный характер: на первой стадии наблюдается медленный рост трещины с увеличением приложенного напряжения, а на второй стадии – быстрое разрушение стали при незначительном

увеличении σ . Показано, что значения скорости роста коррозионной трещины при заданной амплитуде σ , а также число циклов нагружения до зарождения трещины зависят от уровня старения стали - увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся в по границам зерен феррита, приводит к уменьшению числа циклов до разрушения образца N^* и существенному повышению скорости распространения трещины $V_{тр}$.

В работе предложена модель зарождения и распространения усталостной трещины, базирующая на представлениях теории неравновесных границ зерен и традиционных моделях микропластической деформации в металлах. В основу модели положено предположение о том, что время инкубационного периода (число циклов нагружения до зарождения трещины) может быть рассчитано как время накопления критической степени микропластической деформации на границе зерна с выделившимися на ней частицами второй фазы (карбидами) – время до образования стыковой микротрещины. Показано, что скорость накопления дефектов в первом приближении может быть положена пропорциональной скорости движения решеточных дислокаций в поле равномерно расположенных точечных препятствий (атомов примесей и легирующих элементов, частиц второй фазы, дислокаций и др.). Установлено, что в этом случае угол наклона зависимостей $\ln N_0 - \sigma$ и $\ln \tau_{инк} - \sigma$ может быть интерпретирован как свободная энергия преодоления точечных препятствий (энергия активации пластической деформации). Показано, что в процессе старения стали происходит изменение «типа» точечных дефектов, лимитирующего движение решеточных дислокаций и, как следствие, интенсивность накопления дефектов на границах зерен. В рамках предложенной модели предложена процедура расчета времени инкубационного периода КРН и числа циклов до зарождения коррозионно-усталостной трещины.

На основе предложенной модели проведено сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными и показано их хорошее соответствие друг другу.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Бутусова Е.Н.¹, Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Бахметьев А.М.³, Сандлер Н.Г.³, Тряев П.В.³, Чегуров М.К.^{1,5}, Лопатин Ю.Г.¹, Козлова Н.А.¹, Грязнов М.Ю.⁴, Михайлов А.С.³, Пешаев Р.М.^{1,5}, Демидова М.А.^{1,5}, Алексеев М.А.^{1,5}

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 РАН, г. Нижний Новгород, Россия

⁵ НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород, Россия

enbutusova@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования в работе выступали образцы субмикрокристаллического (СМК) титанового сплава ПТ-3В (Ti-4Al-2V) и циркониевого сплава Э110 (Zr-1Nb), СМК структура в которых была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). РКУП циркониевого сплава осуществлялось при комнатной температуре, РКУП титанового сплава ПТ-3В осуществлялось при температуре 450-475 °С, число циклов РКУП варьировалось от N=1 до N=6. Скорость РКУП составляла 0.2-0.4 мм/с. Структурное состояние СМК сплавов варьировали за счет изменения числа циклов РКУП, а также температуры последующего отжига. Отжиг проводили в

воздушной печи. После отжига поверхность образцов подвергалась механической шлифовке и полировки для устранения альфированного слоя. Контроль концентрации кислорода, азота и водорода осуществлялся методом восстановительного плавления с помощью анализаторов «ELTRA ON-900» (O₂, N₂) и «ELTRA OH-900» (H₂). Общий химический анализ сплава осуществлялся с помощью спектрального анализатора «FOUNDRY-Master».

Коррозионно-усталостные испытания проводились с использованием автоматизированного лабораторного комплекса для циклического нагружения по схеме «консольный изгиб». Использовались образцы прямоугольного сечения 2.5×10×60 мм с U-образным надрезом глубиной 0.5 мм с радиусом закругления 0.25 мм. Исследования проводились в 3%-ном водном растворе NaCl при частоте нагружения 50 Гц. В ходе эксперимента фиксировалось число циклов до зарождения трещины N₀, число циклов до разрушения N*, а также длина трещины в каждый момент времени (при заданном уровне напряжений), на основе которых рассчитывалась скорость роста трещины (V_{тр}). Процесс зарождения и распространения коррозионно-усталостной трещины фиксировался с помощью интерференционного микроскопа Leica DM IRM при увеличении ×100. Амплитуда прикладываемого напряжения варьировалась в интервале от предела макроупругости до предела прочности.

Для исследований стандартных механических свойств использовались стандартные методики испытаний на растяжение, методика микротвердости, а также методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости и предела текучести.

В табл. 1 представлены результаты испытаний на коррозионную усталость образцов крупнозернистого и СМК титанового сплава ПТЗВ.

Результаты проведенных испытаний свидетельствуют о значительном увеличении коррозионно-усталостной стойкости титанового сплава ПТЗВ и циркониевого сплава Э110 после РКУП, так как для зарождения коррозионно-усталостной трещины в образцах крупнозернистого титанового сплава ПТЗВ требуется существенно меньшее количество циклов нагружения, чем в образцах СМК сплавов.

Табл. 1 Результаты испытаний на коррозионную усталость образцов крупнозернистого и СМК титанового сплава ПТЗВ и циркониевого сплава Э110

Состояние	Титановый сплав Ti-4Al-2V			Циркониевый сплав Zr-1Nb		
	σ _а , МПа	N ₀ , циклов	N*, циклов	σ _а , МПа	N ₀ , циклов	N*, циклов
Исходное состояние	580	19.7·10 ⁵	20.89·10 ⁵	160	-	-
	650	0.85·10 ⁵	1.92·10 ⁵	190	4.2·10 ⁴	8.8·10 ⁴
	715	0.125·10 ⁵	1.08·10 ⁵	210	1.25·10 ⁴	3.3·10 ⁴
СМК сплав	580	>100.0·10 ⁵	не разр.	160	20.0·10 ⁴	75.7·10 ⁴
	650	18.0·10 ⁵	18.71·10 ⁵	190	11.3·10 ⁴	21.2·10 ⁴
	715	2.7·10 ⁵	3.25·10 ⁵	210	6.0·10 ⁴	10.9·10 ⁴

При этом отмечено, что линейная скорость роста коррозионно-усталостной трещины в СМК сплавах оказывается существенно больше, чем в крупнозернистых материалах вследствие чего число циклов до разрушения СМК сплава лишь незначительно превышает N* для крупнозернистых материалов.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель влияния параметров микроструктуры СМК металлов на их стойкость к зарождению трещин коррозионной усталости.

В соответствии с моделью [1, 2] число циклов до зарождения усталостной трещины при заданной амплитуде нагружения определяется скоростью микропластической деформации – скоростью накопления дислокаций на границах зерен металла. При достижении критической степени накопленной микропластической деформации на границе зерна образуется стыковая

микротрещина, скорость распространения которой в дальнейшем также будет лимитироваться скоростью микропластической деформации в материале [3].

Показано, что возможность повышения сопротивления зарождению и распространению усталостных трещин в образцах СМК материала определяется способностью неравновесных границ зерен «сопротивляться» накоплению избыточной плотности дефектов в процессе микропластической деформации, например, за счет образования дальнедействующих полей внутренних напряжений от неравновесных границ зерен, или же за счет ускоренной диффузионной аккомодации избыточных решеточных дислокаций, попадающих в границы зерен при дополнительном механическом нагружении СМК материала [4, 5]. Отметим, что эффект уменьшения скорости накопления микропластической деформации в СМК титановых сплавах в условиях усталостного нагружения был исследован и описан в [6].

В работе предложена модель расчета числа циклов нагружения до зарождения усталостной трещины, а также модель влияния параметров СМК структуры на скорость ее распространения. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными по коррозионно-усталостной прочности СМК титановых и циркониевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

1. Бутусова Е.Н., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. и др. // Вестник Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского. 2010. №5(2). С. 177-181.
2. Мирошниченко Б.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г. // Технология металлов. 2012. №7. С. 30-39.
3. Орлов А.Н. // Физика металлов и металловедение. 1961. Т. 3. №2. С. 500-504.
4. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: Физматлит. 2004, 304 с.
5. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. New York: Nova Science Publishers. 2010, 549 p.
6. Кашин О.А., Дудуарев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В., Иванов М.Б. // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Спецвыпуск. Часть 2. С. 111-114.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ И АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

**Филиппов Ю.И.¹, Сагарадзе В.В.¹, Катаева Н.В.¹, Завалишин В.А.¹,
Мушникова С.Ю.², Калинин Г.Ю.², Круглов А.А.²**

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия*

vsagaradze@imp.uran.ru

В работе проведен сравнительный анализ сопротивления коррозионному растрескиванию высокопрочных азотистых аустенитных сталей типа Х20Н6Г11М2АФБ с разным содержанием азота и мартенсито-старееющей стали Н18К9М5ТЮ-ИД. Аустенитные азотистые стали лабораторной выплавки ЦНИИ КМ «Прометей» имели постоянный базовый состав и переменное содержание азота. В плавках А, В, С, Д содержание азота составляло 0,5, 0,17, 0,34, 0,43мас.% соответственно.

Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) анализировалась методом консольного изгиба в водном растворе 3,5% NaCl, (РН 6,0) на призматических образцах 10×11×60 мм с острым надрезом и усталостной трещиной.

Структуру изломов образцов изучали на растровом электронном микроскопе Quanta200 с системой PEGASUS, которая позволяет получать изображение в различных режимах, проводить химический элементный микроанализ.

В таблице 1 и 2 представлены коррозионно-механические свойства азотистых сталей типа X20H6Г11М2АФБ и мартенсито-старееющей стали Н18К9М5ТЮ-ИД соответственно, полученные при испытании на воздухе и в коррозионной среде образцов с трещиной

Свойства сталей типа X20H6Г11М2АФБ

Таблица 1

Плавка аустенитной стали/ %N	KCT ⁺²⁰ Дж/см ²	A _{раз} МПа	$\sigma_{т.возд}^{к.и.}$ МПа	$\sigma_{в.возд}^{к.и.}$ МПа	№ обр	$\sigma_{сред}^{к.и.}$ МПа	$\sigma_{сред} / \sigma_{возд}$	τ , час
А/0,5	109	24,1	814	1026	4	902	0,88	2088
					5	762	0,74	2112
					6	728	0,71	2112
В/0,17	150	27,7	634	1073	4	948	0,88	2112
					5	915	0,85	2112
					6	808	0,75	2112
					7	886	0,82	2048
С/0,34	173	23,5	754	1170	4	1020	0,87	2088
					5	1004	0,86	2112
					6	961	0,82	2112
					7	984	0,84	2424
D/0,43	154	28,2	806	1348	4	1065	0,79	2112
					5	1021	0,76	2064
					6	1172	0,87	2000
					7	1067	0,79	2500

Анализ структуры показал, что в аустенитной стали излом на воздухе и в среде преимущественно вязкий, чашечный, с гребнями отрыва и следами скольжения. Разрушение идет путем слияния микропор, в которых наблюдаются включения частиц оксидов, карбидов, силицидов и нитридов. Наблюдаются также участки расслоения металла вдоль прокатки. Структура долома практически мало отличается от структуры зоны медленного разрушения (ЗМР).

Прирост трещины Δl в азотистых аустенитных сталях при больших нагрузках в среде на образцах разных плавки составляет: А – 0,6, плавки D - 0,9, С – 0,58 и В – 0,3 мм. Наименьшее сопротивление КРН имеет сталь с 0,5 мас.%N (728-902 МПа), остальные стали с 0,17-0,43 мас.%N имеют близкое сопротивление КРН (см. табл. 1), но максимальное значение $\sigma_{сред}^{к.и.} = 1172 МПа$ обнаруживается в стали с 0,43 мас.%N при отношении $\sigma_{сред} / \sigma_{возд} = 0,87$. Продвижение трещины идет за счет чисто механического напряжения в устье трещины, его затупления и дальнейшего расслоения в местах неоднородного распределения легирующих элементов и скопления различных включений.

Разрушающее напряжение $\sigma_{разр.}^{к.и.}$ образцов классической мартенсито-старееющей стали (таблица 2) с твердостью 53HRC ниже, чем образцов с твердостью 50-51 HRC. Относительное сопротивление КРН не превышает 0,6 $\sigma_{в.возд.}$. Действие водного раствора 3,5% NaCl на КРН образцов неоднородно. Скорость роста трещины зависит от твердости металла. Чем выше твердость, тем меньше времени до разрушения. Свойства стали Н18К9М5ТЮ-ИД

Таблица 2

№ обр.	$\sigma_{\text{к.и. в.возд}}$ МПа	$\sigma_{\text{к.и. сред}}$ МПа	$\sigma_{\text{сред}} / \sigma_{\text{в.сред}}$	τ , час	Δl мм	HRC
1	1835	1040	0,56	17	1,77	53
2		1046	0,57	19	1,0	53
3		967	0,52	20	1,81	53
4		993	0,54	41	2,63	50
5		856	0,46	99	2,67	51

Работа получила частичную финансовую поддержку УрО РАН (проекты № 13-2-015-ПРО и 12-2-2-006-Арктика).

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЫЛЕННЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ С БОРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

**Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Макаров А.В., Невежин С.В.,
Ткачук Г.А., Верхорубов В.В.**

*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
filma1936@mail.ru*

Разработанная технология и аппараты для активированной дуговой металлизации позволяют наносить кондиционные покрытия из металлических сплавов различных структурных классов, повышающих износостойкость деталей машин. Особый интерес для использования в этой технологии представляют покрытия, нанесённые с помощью комплексно легированных порошковых проволок системы Fe-Cr-B-C с (карбо) боридным упрочнением. Формирование структуры такого состава напылённых износостойких покрытий, их поведение при абразивном изнашивании исследовано недостаточно.

Цель работы – изучить взаимосвязь химического состава, структуры и износостойкости жаростойких и износостойких напыленных покрытий системы Fe-Cr-B-C, нанесённых с помощью порошковой проволоки составов: 40P5X13, P5X10Ю3, P5X10C3. Напыление производилось тонкими слоями до общей толщины покрытия 1,0–1,3 мм. на основание из углеродистой стали. В качестве основных методов исследования использовали дюрOMETрический, металлографический, рентгеноструктурный фазовый анализы, и сканирующую электронную микроскопию с рентгеноспектральным микроанализом. Трибологические испытания проводили по схеме «Палец-пластина» по шлифовальной бумаге на электрокорундовой основе, величина поперечного смещения относительно бумаги составляла 1,2 мм за один двойной ход образца.

По данным рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов основной структуры покрытий является α -твердый раствор Fe-Cr-B, (который может быть обогащен углеродом) с упрочняющими фазами: бориды Fe_2B , $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$ и карбоборидами $(\text{Fe,Cr})_2(\text{B,C})$. В структуре покрытий также присутствует обогащенная углеродом эвтектика переменного состава, содержащая предположительно упрочняющие фазы $(\text{Fe,Cr})\text{B}$ и $\text{Fe}_2(\text{C,B})$. Микроструктура поверхности покрытия, после выравнивающей полировки, представляет собой нерегулярный мозаичный набор дисперсных структурных составляющих различной величины, формы и цвета. Фрагменты структуры размером в основном 20-50 мкм имеют в основном неправильную форму.

При определенных температурно-временных условиях кристаллизации в отдельных участках покрытий образуется дендритная и ячеистая структура. Оси дендритов могут содержать более 80 ат. % бора, а междендритные промежутки характеризуются, наоборот, полным отсутствием бора и представляют собой обогащенный углеродом α -твердый раствор Fe-Cr. Методом рентгеноструктурного анализа аморфная (рентгеноаморфная) фаза в рассмотренных газотермических покрытиях не обнаружена.

Покрытия имеют хорошую адгезию с основой и высокую среднюю микротвёрдость по всему поперечному сечению – 10, 12,5 и 17 ГПа, что обуславливает их высокую износостойкость при абразивном изнашивании, превышающую таковую для аналогичных покрытий с карбидным упрочнением типа 150X8T2.

Изученные покрытия можно использовать в условиях интенсивного абразивного изнашивания без ударных нагрузок вследствие их повышенной хрупкости.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ И СТАРЕНИЮ

Фролова Н.Ю.¹, Зельдович В.И.¹, Хомская И.В.¹,
Хейфец А.Э.¹, Добаткин С.В.², Шорохов Е.В.³

¹Институт физики металлов УрО РАН, 620990, Екатеринбург, Россия

²Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва

³РФЯЦ–ВНИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск,
Челябинской обл., Россия

frolova@imp.uran.ru

Хромоциркониевые бронзы - это материал, используемый в электротехнике. Для этих изделий важны высокие прочностные свойства, стойкость к истиранию и хорошая стабильность свойств при повышенных температурах. Настоящее исследование структуры и механических свойств хромоциркониевой бронзы было выполнено на сплаве состава Cu-0,14%Cr-0,04%Zr, использовали микролегирование меди. Для исследования были применены методы металлографии, электронной микроскопии, измерения микротвердости. Прочностные свойства измеряли на плоских разрывных образцах длиной 25 мм на разрывной машине INSTRON 3382. Так как в закаленном состоянии механические свойства хромоциркониевой бронзы были невысоки, то для повышения свойств был выбран высокоскоростной способ пластической деформации – динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) в сочетании с последующим старением. Было проведено сравнение

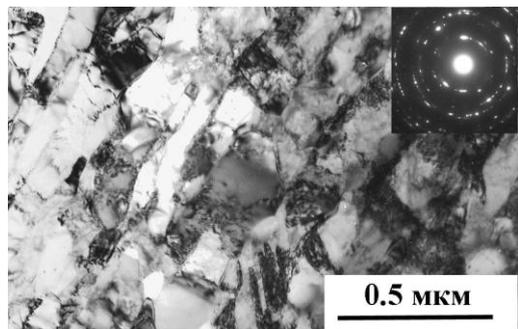


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава, подвергнутого ДКУП

полученной структуры и механических свойств со структурой, полученной при квазистатической пластической деформации прокаткой на 96% и старения. Структурное исследование бронзы после ДКУП показало, что пластическая деформация носит периодический характер: наклонные полосы интенсивной сдвиговой макродеформации чередуются с полосами, в которых степень деформации меньше. В них преобладает деформация сжатия. Исходные равноосные крупные зерна, размером в десятые доли мм, дробятся и приобретают вытянутую форму. Полосы локализованной деформации

имеют слоистое строение, между этими полосами иногда наблюдаются элементы вихревого течения. Подобная структура наблюдается во всех сплавах, подвергнутых ДКУП. В титановых образцах в полосах локализованного течения ранее наблюдали рекристаллизацию, но в меди и медных сплавах рекристаллизация отсутствует, что связано с их высокой теплопроводностью. Электронномикроскопическое исследование показало, что пластическая деформация методами ДКУП и прокатки создает различные микроструктуры. При деформации методом ДКУП в четыре прохода в структуре наблюдается преимущественно субзеренная структура, возникающая в результате динамической полигонизации, поперечный размер субзерен равен 100-200 нм (рис.1). После прокатки формируются ячейки деформационного происхождения размером 200-300 нм с широкими границами и структура с хаотическим распределением дислокаций, с большим количеством контуров экстинкции. На рис.2 приведены графики изменения микротвердости в зависимости от вида деформации и от температуры последующего старения в течение 1 часа. На рис.2 (кривая 1) видно, что старение закаленного сплава приводит к повышению

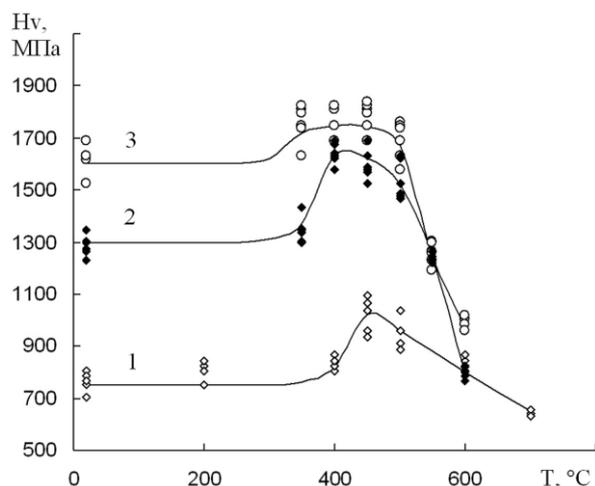


Рис.2. Зависимость микротвердости сплава, подвергнутого закалке (кривая 1), прокатке (кривая 2) и ДКУП 4 прохода (кривая 3), от температуры отжига (старения)

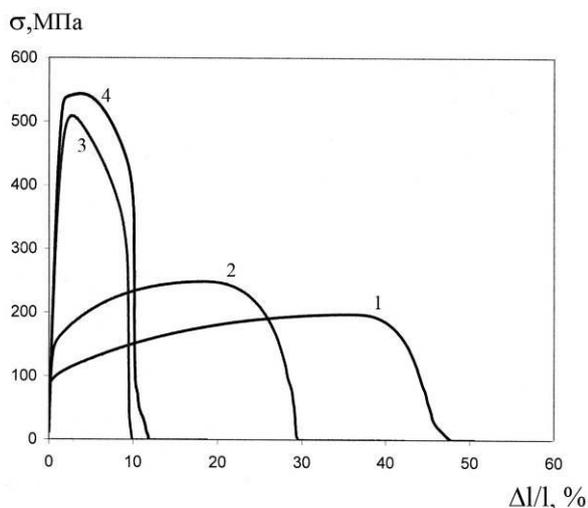


Рис.3. Кривые растяжения образцов сплава после закалки (1), закалки и старения при 450°C, 1 ч. (2), ДКУП, 4 прохода (3), ДКУП+старение при 400°C, 1ч. (4)

микротвердости на 380 МПа. Деформация прокаткой повышает микротвердость на 550 МПа, старение деформированного сплава повышает микротвердость еще на 350 МПа (кривая 2). Высокоскоростная деформация методом ДКУП приводит к максимальному повышению микротвердости на 850 МПа. Последующее старение незначительно повышает микротвердость, на 140 МПа, что видно на рис.2 (кривая 3). Небольшой вклад в увеличение микротвердости сплава можно объяснить нагревом образца при высокоскоростном прессовании и начальными стадиями старения. Можно рекомендовать сочетание небольшого подогрева образца с высокоскоростной деформацией

ДКУП, что может привести к значительному упрочнению хромоциркониевой бронзы. На рис.3 представлены кривые растяжения образцов после закалки и старения при 450°C в течение 1 часа, после ДКУП и старения при 400°C в течение 1 часа. Из рисунка видно, что высокоскоростная деформация ДКУП и последующее старение при 400°C в течение 1 часа повышает предел прочности и текучести более чем в 2,7 раза. Структурные исследования показывают, что при высокоскоростной деформации происходит сильное измельчение изначально крупнозернистой структуры, формируется субзеренная структура. На начальных стадиях старения атомы циркония, имеющие большой атомный радиус, сегрегируют на дислокациях и таким образом препятствуют их

перемещению, задерживают протекание процессов возврата и рекристаллизации. При старении при 400°C частицы хрома не видны в структуре, на стадии предвыделения частиц наблюдается максимальное упрочнение. Повышение температуры старения более 450°C после ДКУП не целесообразно, так как при более высокой температуре начинают развиваться процессы разупрочнения: возврат и рекристаллизация, прочностные свойства уменьшаются. Таким образом, в результате микролегирования меди хромом и цирконием и использования интенсивной пластической деформации и старения удалось повысить прочностные свойства более чем в 2,7 раза. Был разделен вклад в упрочнение двух факторов: высокоскоростной деформации и старения. Были подобраны температуры оптимального старения после ДКУП для получения высоких прочностных свойств. Даны рекомендации по повышению температуры ДКУП хромоциркониевой бронзы, для сочетания деформации и старения в одном процессе.

Работа выполнена при поддержке Проекта Президиума РАН (№12-П-2-1030), х/д 47/13.

ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КАБЕЛЕЙ ВТОРОГО ПОКОЛЕНИЯ

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

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Yulia_kh@imp.uran.ru

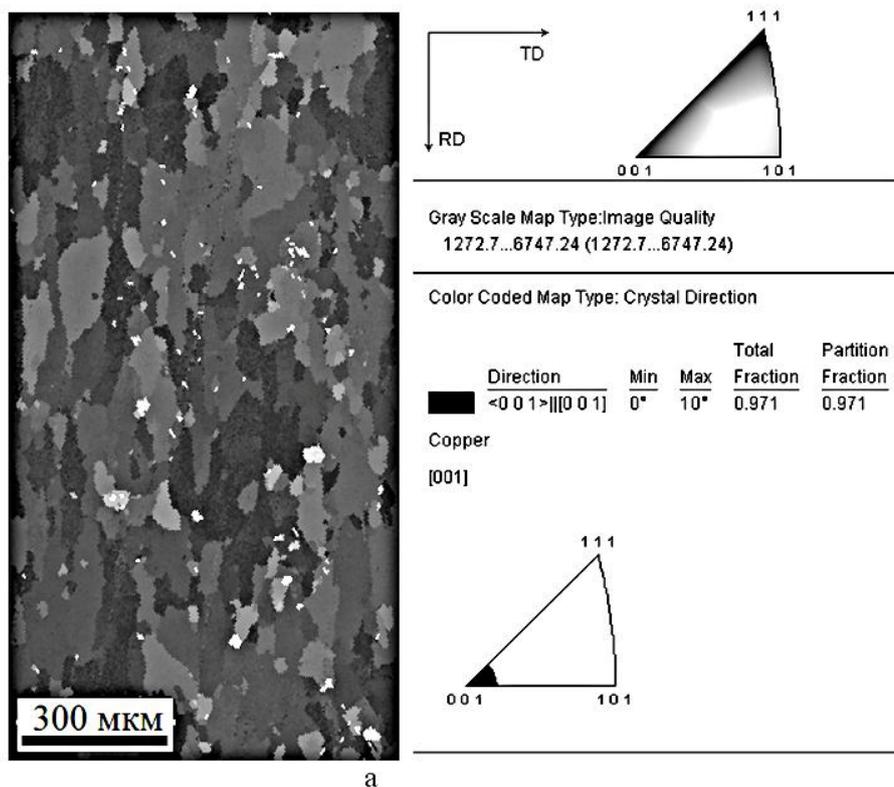
К середине XX в. сложились основные представления о кубической текстуре рекристаллизации в ГЦК-металлах. Стало понятно, что после холодной прокатки и рекристаллизационного отжига Cu, Ni, Al, Pt, Pd и некоторых сплавов этих металлов реализуется острая кубическая текстура $\{100\}\langle 001\rangle$ с незначительной долей двойниковой составляющей $\{122\}\langle 212\rangle$.

Только исходная текстура холодной прокатки характерная для меди может быть основой для получения острой кубической текстуры при последующем отжиге. Формирование текстуры деформации типа «меди» или типа « α -латуни» в значительной степени связано с энергией дефектов упаковки (ЭДУ) металла или сплава. При легировании основного металла Cu, Ni, Al и т.д. с образованием области твердого раствора с ГЦК-решеткой происходит снижение ЭДУ сплава. При определенной концентрации легирующего металла в сплаве ЭДУ достигает величины, при которой в сплаве происходит текстурный переход от текстуры деформации типа «меди» к текстуре типа « α -латуни» и кубическая текстура при рекристаллизации не образуется.

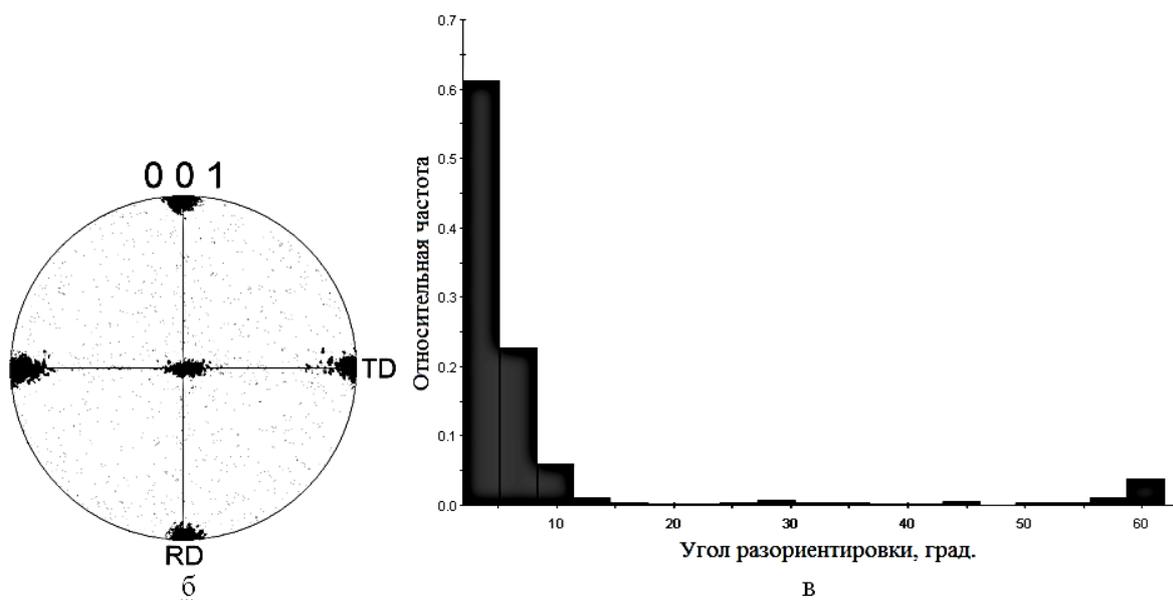
Создание сплавов на медной основе для текстурированных лент с кубической текстурой ограничено по двум причинам. Во-первых, медь практически не образует ГЦК-твердых растворов с большинством тугоплавких металлов, а по этой причине существует ограничение для получения высокопрочных металлических лент-подложек. Во-вторых, медь имеет значительно меньшую ЭДУ, чем никель, что также ограничивает создание сплавов при условии сохранения текстуры прокатки типа «меди», и, соответственно, кубической текстуры рекристаллизации при последующем отжиге.

В работе проведено исследование возможности получения в медных сплавах совершенной кубической текстуры с целью получения лент-подложек, которые используются в пленочных многослойных композициях, в том числе и при создании сверхпроводников второго поколения.

Базовой системой среди медных сплавов является система Cu–Ni (в области легирования до 45 ат.% Ni), поскольку во всех этих сплавах реализуется острая кубическая



а



б

Рис. 1. Микрокарта ориентировок зерен (а), полюсная фигура {001} (б) и гистограмма разориентировки границ зерен (в) для ленты из сплава Cu-1.6 ат.% Fe после отжига 850°C, 1ч.

текстура. Легирование меди никелем повышает механические свойства, коррозионную стойкость и термоэлектрические свойства. Особое внимание уделяется при использовании в текстурированных лентах-подложках сплавам меди с 30÷40% никеля, поскольку они немагнитны и в них максимально использованы преимущества Cu–Ni сплавов. В сплавах Cu–(10, 20 и 30)% Ni наиболее совершенная кубическая текстура формируется после отжига с медленным нагревом. В сплаве Cu–40% Ni острая кубическая текстура с количеством зерен на поверхности ленты с ориентацией {001}<100> более 95% реализуется при отжиге 1050°C в течение 1.5 ч. Механические свойства (предел текучести) текстурированной ленты из сплава Cu–40% Ni в 4 раза выше, чем у текстурированной медной ленты.

Показано, что в качестве возможного материала для производства подложек с острой кубической текстурой можно использовать сплавы Cu–1.6 ат.% Fe и Cu–0.4 ат.% Cr. В обоих исследованных сплавах реализуется острая биаксиальная кубическая текстура рекристаллизации. Качество сформировавшейся текстуры в сплаве Cu–1.6 ат.% Fe продемонстрировано на рис. 1. Механические свойства, измеренные при испытаниях на растяжение текстурованной ленты из сплавов Cu–1.6 ат.% Fe и Cu–0.4 ат.% Cr, достаточно высокие, в 2.5÷3 раза выше, чем у текстурованной медной ленты.

Таким образом, ленты из сплавов Cu–Ni с содержанием никеля от 10 до 40%, Cu–1.6 ат.% Fe и Cu–0.4 ат.% Cr после холодной деформации прокаткой 98.6-99% и последующего рекристаллизационного отжига обладают совершенной кубической текстурой рекристаллизации и могут быть использованы в качестве подложек для эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящих слоев.

Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос.регр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке гранта № 12-П-2-1015 Программы Президиума РАН.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЯ

Антонова О.В., Волков А.Ю., Комкова Д.А.

*Институт физики металлов УрО РАН,
620990 Г.Екатеринбург, С.Ковалевской 18*

Магний является одним из наиболее легких конструкционных материалов с высокой удельной прочностью. Однако пластичность и обрабатываемость магниевых сплавов при комнатной температуре чрезвычайно малы. В промышленности изделия из магния в основном изготавливаются из пресс-литых или кованных полуфабрикатов. Возникает необходимость в разработке новых методов деформационного воздействия, в частности, использование интенсивной пластической деформации (ИПД) для измельчения зерна, преодоления исходной хрупкости магниевых сплавов, а также создания в них новых структурных состояний с повышенными свойствами.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбран литой магний (99,98%). В исходном состоянии слиток имеет столбчатую структуру, в которой средняя вытянутость зерен составляла 3.2 ($h_{cp}/d_{cp}=7,7\text{мм}/2,4\text{мм}$). Для проведения экспериментов из центральной части слитка было вырезано три цилиндрических образца диаметром 30 мм и высотой 50 мм. Образец 1 вырезался вдоль вытянутой оси зерен, образец 2 был вырезан перпендикулярно образцу 1, а образец 3 – под углом в 45° к направлению столбчатой структуры слитка. ИПД образцов проводилась за одну операцию методом поперечного выдавливания в специально разработанной оснастке при комнатной температуре. В результате были получены достаточно протяженные пластины шириной 30 мм и толщиной 1 мм без видимых следов трещин, за исключением небольшого растрескивания по краям. Истинная степень деформации магния составила $\epsilon \approx 3.8$.

Для структурных исследований использовались методы рентгеноструктурного анализа (дифрактометр RIGAKU в монохроматическом CuK α излучении) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX). Механические свойства оценивались по измерению микротвердости на приборе ПМТ-3 с алмазной пирамидкой, а также путем испытаний на растяжение со скоростью 0,2 мм/мин при комнатной температуре на машине «INSTRON».

Анализ дифрактограмм образцов 1, 2 и 3 в исходном литом состоянии показал, что ориентировка зерен в плоскости приложения нагрузки существенно различается для всех трех образцов. В первом образце, вырезанном приблизительно вдоль столбчатой структуры

слитка, наблюдается очень интенсивный пик (002) на фоне других слабых линий {hkl}. Это свидетельствует о наличии в данном образце несовершенной текстуры базиса. В образце 2, вырезанном перпендикулярно к первому, наблюдается практически весь набор возможных ориентировок ГПУ-кристаллов, однако, распределение интенсивностей отражений отлично от рентгеновского спектра для поликристаллического магния в равновесном состоянии. На рентгеновском спектре 3-го образца выделяется сильный пик {101}, что указывает на преимущественное наличие зерен с такими ориентировками.

В результате поперечного выдавливания при комнатной температуре из этих цилиндрических образцов формировались протяженные полосы толщиной 1 мм. Деформация сопровождается изменением и перераспределением интенсивностей отражений. Общим для всех трех образцов является то, что дифрактограммы с плоскости пластин имеют очень сильную линию (002). Следует отметить, что в полосе, полученной деформацией образца 1, фиксируется появление пиков (hkl), которые отсутствовали в исходном состоянии. В двух других полосах формируется преимущественная ориентировка базиса.

ТЭМ исследование магниевых полос после ИПД обнаружило, что во всех образцах происходит существенное измельчение структуры, при этом ее морфология очень неоднородна. Наиболее типичными являются области новых рекристаллизованных зерен, которые соседствуют с участками сильно фрагментированной субструктуры. Визуально достаточно трудно найти различие в структурах, сформировавшихся в результате ИПД трех исходных образцов. Однако можно отметить разницу в размерах образовавшихся кристаллитов. Так, в полосе, сформированной из образца 1, разброс размеров новых зерен составляет 0.5÷10 мкм. В двух других образцах он не превышает 4-5 мкм. Примеры микроструктуры образцов 1 и 3 приведены на рис.1.

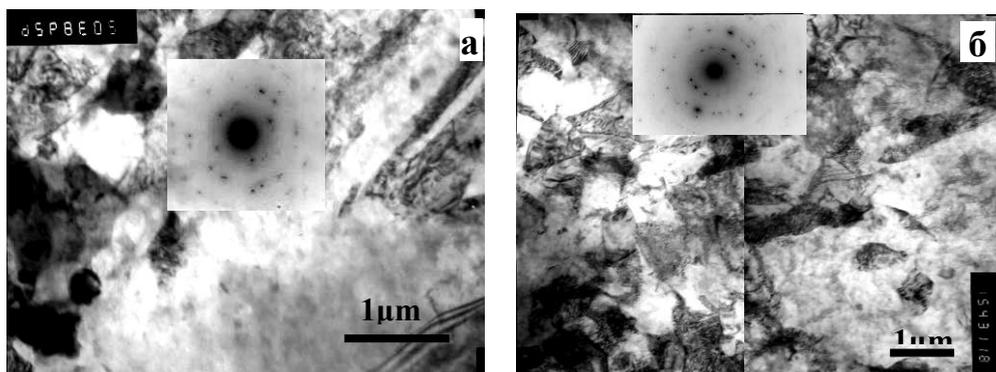


Рис.1. Микроструктура магния после ИПД ($\epsilon \approx 3.8$): а - образец 1; б - образец 3

При измерении микротвердости всех трех 1-мм полос наблюдаются большие колебания значений, существенно превышающие ошибку измерения (~5%), что указывает на структурную неоднородность. Средние величины микротвёрдости для образцов 1, 2 и 3 составляют: 427 МПа, 366 МПа и 409 МПа, соответственно. Наибольшей микротвёрдостью обладает полоса, изготовленная из образца 1.

В таблице приведены результаты механических испытаний на растяжение образцов, вырезанных из этих полос.

№ образца	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$, МПа	Предел прочности, σ_B , МПа	Удлинение, δ , %
1	132	161	6,5
2	123	148	10
3	100	136	14

Хорошо видно, что механические свойства полос сильно зависят от того, из какого исходного образца они были получены. Особенно сильно повышается пластичность у

образца 3: она более чем в 2 раза превышает пластичность образца 1. Образец 1

демонстрирует наименьшее удлинение, однако для него отмечаются наиболее высокие значения пределов текучести и прочности. Высокие механические свойства магниевых полос, вероятнее всего, связаны со значительным измельчением зерна в результате ИПД и формированием текстуры, благоприятной для последующей деформации.

Выводы:

1. Разработанная схема ИПД позволяет получать магниевую полосу толщиной 1 мм за одну операцию поперечного выдавливания при комнатной температуре.
2. Усилия, прилагаемые в процессе ИПД магния, зависят от преимущественной ориентировки образца: чем больше выражена текстура базиса, тем большие усилия требуются для осуществления деформации.
3. Наблюдаемая повышенная пластичность тонких магниевых полос связана с существенным измельчением исходной литой структуры за счет фрагментации исходных зерен и непрерывно действующих процессов динамической рекристаллизации, а также формированием благоприятной текстуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке УрО РАН, грант № 12-У-2-1007.

EBSD АНАЛИЗ ЛАТУНИ, ПОДВЕРГНУТЫХ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКЕ

**Конькова Т.Н.¹, Миронов С.Ю.^{1,2}, Корзников А.В.^{1,3},
Корзникова Г.Ф.¹, Мышляев М.М.^{4,5}**

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

²*Университет Тохоку, Сендай, Япония*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

⁴*Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия*

⁵*Институт Физики Твердого Тела, Москва, Россия*

В последние годы в России и за рубежом имеет место значительный интерес к получению объемных материалов с нанокристаллической микроструктурой. Одним из перспективных способов измельчения микроструктуры до нанокристаллического диапазона считается криогенная деформация. В работе изучалась микроструктура, сформировавшаяся в ходе криогенной прокатки латуни Л70. Предполагалось, что очень низкая энергия дефекта упаковки данного материала должна способствовать активизации механического двойникования и образованию деформационных полос в ходе криогенной деформации и, таким образом, может интенсифицировать формирование нанокристаллической структуры. В исходном состоянии материал характеризовался грубозернистой микроструктурой, в которой преобладали зерна миллиметровой величины.

Микроструктурные исследования в основном осуществлялись посредством автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

После криогенной прокатки на 90% обжатия микротвердость увеличилась втрое. Было выявлено формирование специфической иерархической структуры. При небольших увеличениях структура была представлена относительно крупными (шириной ~100 мкм) зернами с чередующимися кристаллографическими ориентировками близкими к $\langle 110 \rangle$ // направлению нормали (так называемая, альфа-текстура) и $\langle 112 \rangle$ // направлению нормали (так называемая, бета-текстура). Внутри этих зерен выявлялась развитая субструктура, состоящая из механических двойников, деформационных полос и субзерен. Показано, что зерна, принадлежащие бета-текстуре, характеризовались более плотной субструктурой.

Доля двойниковых границ составляла ~10% от удельной поверхности всех границ разориентации. Плоскости залегания деформационных полос и малоугловых границ были близки к {111}. Средний размер субзерен составлял ~0,5 мкм, а средняя разориентировка на их границах ~5°. С другой стороны, внутри деформационных полос имело место образование зеренной структуры со средней величиной зерен ~0,5 мкм.

Таким образом, сформировавшаяся микроструктура можно охарактеризовать как зеренно-субзеренную. Несмотря на активное механическое двойникование, криогенная прокатка не привела к формированию однородной нанокристаллической структуры. Предполагается, однако, что использование перекрестной прокатки может активизировать механическое двойникование и образование деформационных полос и, таким образом, будет способствовать формированию более однородной ультрамелкозернистой микроструктуры.

EBSD АНАЛИЗ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25X15К СО СТАЛЬЮ 20 ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Корзникова Г.Ф.¹, Макаров А.В.^{2,3}, Малыгина И.Ю.³, Кашаев Р.М.¹, Корзников А.В.^{1,4}

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

²*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

³*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

⁴*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

Существует круг задач, в которых наряду с магнитными свойствами к магнитам предъявляются высокие требования по прочностным характеристикам. Для ряда ответственных крупногабаритных деталей, типа роторов электродвигателей, в частности, предел прочности должен быть не менее 800 МПа. Учитывая, что сплавы на основе Fe-Cr-Co относятся к классу деформируемых материалов для постоянных магнитов, одним из путей повышения механических свойств является холодная и горячая деформация. Однако, сплавы системы Fe-Cr-Co являются труднодеформируемыми материалами. Кроме того, различные методы обработки магнитов давлением имеют ограничения по размерам заготовок. Это связано, прежде всего, с тем, что деформации подвергаются исходные литые заготовки, которые имеют крупнокристаллическую дендритную структуру с размером зерен более 1 мм и ярко выраженную кристаллографическую и металлографическую текстуру. Поэтому с увеличением диаметра слитка, приводящим к еще более грубой неоднородной структуре, существенно снижается технологическая пластичность. Одним из перспективных подходов к изготовлению крупногабаритных деталей, в частности, роторов является создание композитных роторов из малоуглеродистой стали и магнитов системы Fe-Cr-Co с применением процессов сварки трением.

Целью настоящей работы являлось получение прецизионного соединения заготовок из магнитотвердого сплава 25X15КТ, относящегося к системе Fe-Cr-Co, со сталью 20 методом линейной сварки трением, а также анализ структуры методом EBSD анализа и микротвердости полученных сварных соединений.

Детальный анализ размера и морфологии зерен методом обратно рассеянных электронов (EBSD) выявил градиентный характер сформировавшейся в зоне соединения структуры в стали 20, где в зоне сварного соединения шириной около 100 мкм формируется рекристаллизованная ультрамелкозернистая структура с размером зерен не более 10 мкм. По мере удаления от зоны соединения размер зерен и доля большеугловых границ зерен в стали 20 плавно увеличиваются. В магнитотвердом сплаве 25X15КТ, который характеризуется более высокой твердостью близки зоны сварки образовались полосы сдвига, в которых локализуется деформация. Уменьшения размера зерен не выявлено.

При измерениях микротвердости по методу восстановленного отпечатка на приборе Leica VMHT AUTO при нагрузке 0,01 Н (10 гс) установлено, что в сварном соединении «сталь 20 - магнитотвердый сплав 25X15К» при переходе от стальной основы к хромокобальтовому сплаву происходит скачкообразный рост микротвердости от среднего уровня HV_{0,01}~200 (сталь) до HV_{0,01}~340. В отдельных участках сварного шва обнаружена повышенная (до HV_{0,01}=390) микротвердость.

Кинетическое микроиндентирование сварного соединения, проведенное на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm согласно стандарту ISO 14577, показало, что по сравнению со сталью сплав 25X15К характеризуется пониженными значениями максимальной h_{max} и остаточной h_p глубины вдавливания индентора, а также повышенными уровнями твердости по Мартенсу НМ (которая учитывает наряду с пластической также и упругую деформацию), твердости вдавливания H_{IT} при максимальной использованной нагрузке на индентор Виккерса 0,01 Н (10 гс) и контактного модуля упругости E^* . При переходе от стали к Cr-Co сплаву рост твердости существенно преобладает по сравнению с повышением контактного модуля упругости. Вследствие этого при микроиндентировании сплава 25X15К отмечается рост работы обратной упругой деформации вдавливания W_e , величина которой зависит от отношения твердости к контактному модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки. Общая механическая работа вдавливания W_t , которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления, для сплава 25X15К снижается в сравнении со сталью, поскольку более твердый сплав меньше деформируется при микроиндентировании.

Для разнородных материалов сварного соединения «сталь 20 - сплав 25X15К» проведен также сравнительный анализ рассчитанных на основе характеристик микроиндентирования параметров упругого восстановления $R_e = ((h_{max} - h_p) / h_{max}) \times 100\%$, удельной контактной твердости H_{IT}^* / E^* и сопротивления пластической деформации H_{IT}^3 / E^{*2} , по которым оценивают стойкость поверхностных слоев материалов к деформированию при контактном воздействии. Для сплава 25X15К отмечаются более высокие (чем для стали) уровни упругого восстановления и удельной контактной твердости, которые характеризуют упругую деформацию (долю упругой деформации) при индентировании и, соответственно, способность материала выдерживать механические нагрузки без остаточного формоизменения. Особенно существенно (в 6 раз) при переходе от стали к сплаву 25X15К возросло отношение H_{IT}^3 / E^{*2} , которое принято считать прямой качественной характеристикой сопротивления пластической деформации. Таким образом, по данным микроиндентирования, Cr-Co сплав характеризуется повышенным сопротивлением контактному механическому воздействию по сравнению со сталью 3. Это свидетельствует о способности магнитотвердого сплава выдерживать в условиях эксплуатации более значительные контактные нагрузки без пластического деформирования и последующего разрушения.

Таким образом, метод линейной сварки трением позволяет получить прецизионное соединения заготовок из магнитотвердого сплава 22X15КТ и стали 20. При сварке трением перераспределения химических элементов не происходит, а формируется градиентная структура с характерными зонами по сечению сварного соединения. В стали 20 в зоне сварного соединения шириной около 100 мкм формируется рекристаллизованная ультрамелкозернистая структура с размером зерен не более 10 мкм. По мере удаления от зоны соединения размер зерен и доля малоугловых границ зерен плавно увеличиваются. В магнитотвердом сплаве, который характеризуется более высокой твердостью вблизи зоны сварки образуются полосы сдвига в которых локализуется деформация. Ранее было показано, что при интенсивной сдвиговой деформации в таких полосах происходит растворение α_1 и α_2 -фаз и формирование пересыщенного α - твердого раствора, что однако не приводит к заметным изменениям твердости и характеристик упругости.

МИКРОСТРУКТУРА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ВКНА-4У И ЭП975 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА НАКОВАЛЬНЕ БРИДЖМЕНА

Мухомедьянова Л.М.¹, Жигалова М.Ю.¹, Валитова Э.В.², Валитов В.А.²

¹ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

lilka120493@mail.ru, marya.zhig@yandex.ru, elvinochka07@mail.ru, valitov_va@imsp.ru

В работе было проанализировано формирование нанокристаллической структуры в сплаве ВКНА-4У, а также формирование соединения при совместном кручении в наковальнях Бриджмена сплавов ВКНА-4У и ЭП975 при различных степенях деформации. На рисунке 1 представлены фотографии микроструктур после интенсивной пластической деформации (ИПД) со степенью деформации $\epsilon=5,5$, белыми стрелками показана зона соединения, полученная при совместном кручении вышеуказанных сплавов.

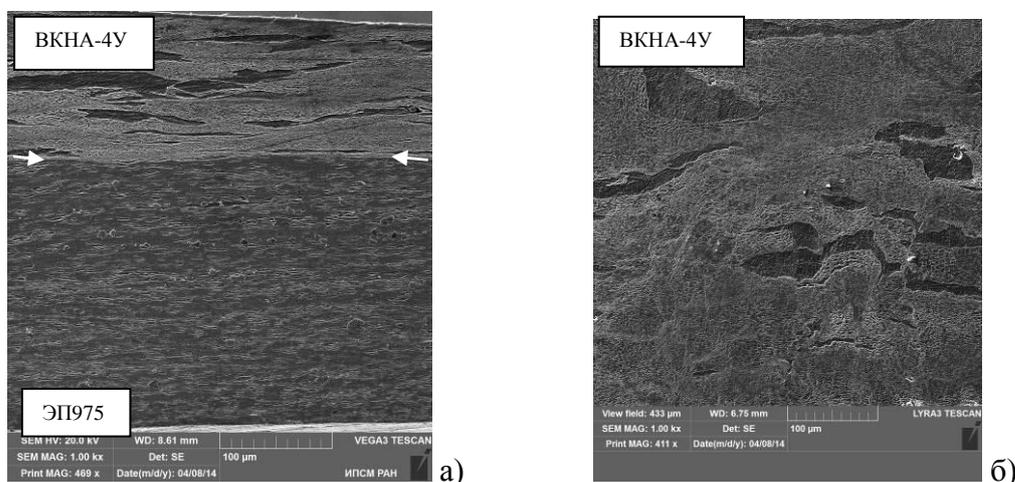


Рисунок 1. – Микроструктура никелевых сплавов после ИПД на наковальне Бриджмена

а) Микроструктура после совместного кручение сплавов ЭП975 и ВКНА-4У, $\epsilon=5,5$; б) Микроструктура сплава ВКНА-4У после кручения, $\epsilon=5,5$

После совместной ИПДК в микроструктуре в поперечном сечении соединенных образцов выявляется металлографическая текстура. Видны линии течения металла, что приводит к строчечному распределению фаз. С увеличением степени деформации микротвердость повышается, что, вероятно, связано с увеличением количества дефектов. Значения микротвердости в зоне ТФС являются средними между значениями в зоне ЭП975 и ВКНА-4У. Микротвердость образцов в исходном состоянии однородно распределена по радиусу - разброс значений находится в пределах погрешности измерений. Радиальное распределение микротвердости соединенных образцов со степенью деформации $\epsilon=5,5$ в области ЭП975, ВКНА-4У и зоны ТФС неоднородное. Показано, что глобулярные выделения γ' -фазы и вторичные выделения γ' -фазы кубической формы с увеличением степени деформации становятся вытянутыми вдоль направления деформирования. Наблюдается разрыв прослойки γ -фазы и её удлинение, происходит локализация деформации.

Установлено, что в исследуемом сплаве в ходе ИПД на наковальне Бриджмена на степень деформации $\epsilon=5,5$ наблюдается формирование НК структуры с размером фрагментов менее 100 нм

Показано, что совместная холодная ИПД на наковальне Бриджмена сплавов ВКНА-4У и ЭП975 позволяет получить ТФС.

ИЗУЧЕНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БЕРИЛЛИЯ

Папиров И.И.¹, Стоев П.И.¹, Николаенко А.А.¹, Тузов Ю.В.²

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

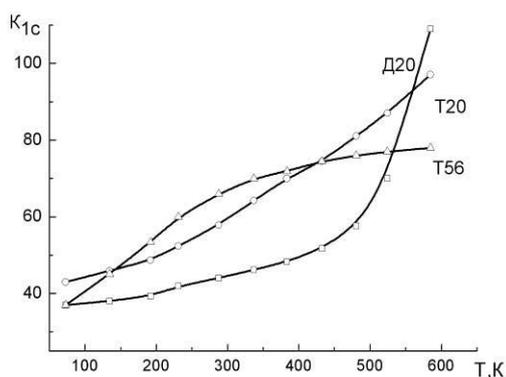
²Высокотехнологичный Научно-исследовательский Институт Неорганических Материалов имени академика А.А. Бочвара Москва, Россия

Исследована вязкость разрушения горячепрессованного бериллия в зависимости от способа получения, величины зерна, содержания примесей и режимов термообработки. Для определения вязкости разрушения использовали образцы на внецентренное растяжение типа WOL размером 26x26x42 мм с надрезом различной конфигурации и длиной 10-12 мм. Образцы испытывали в исходном состоянии и после различных термообработок.

Растяжение образцов проводили в интервале температур 77-573К с регистрацией нагрузки, перемещения и раскрытия трещины.

Для исследований были выбраны три сорта бериллиевых материалов – горячепрессованные блоки: технического (Т) и дистиллированного (Д) бериллия из порошка крупностью -20 и -56 мкм.

В работе определены значения вязкости разрушения всех изученных сортов бериллия. Вязкость разрушения заметно меняется от партии к партии и сложным образом зависит от температуры испытаний.



На рисунке представлена температурная зависимость вязкости разрушения исследованных сортов бериллия. При комнатной температуре максимальную вязкость разрушения имеют образцы бериллия сорта Т56 ($66 \text{ кг/мм}^{-3/2}$), минимальную материал Т20 ($44 \text{ кг/мм}^{-3/2}$). Температурная зависимость вязкости разрушения оказывается сложной: с понижением температуры вязкость разрушения бериллия Т56 быстро падает и при 77 К становится сравнимой с вязкостью разрушения бериллия сорта Д20; при повышении температуры

испытаний, наоборот, вязкость слабо возрастает и при температуре выше 473 К ее значения ниже, чем у других исследованных сортов бериллия.

Показано, что в отличие от характеристик пластической деформации, характеристики трещиностойкости бериллия проявляют значительно более слабую зависимость от структурных факторов и различных термообработок.

Предложена функциональная связь между вязкостью разрушения и пределом прочности и текучести, которая хорошо описывает взаимосвязь механических и вязкостных свойств как для отечественного бериллия, так и для результатов, полученных зарубежными исследователями.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВОЗВРАТА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Лопатин Ю.Г.¹, Мелехин Н.В.¹,
Шотин С.В.¹, Пирожникова О.Э.¹, Бобров А.А.¹, Сахаров Н.В.¹, Пискунов А.В.¹

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

²Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных и теоретических исследований особенностей возврата механических свойств при дорекристаллизационном отжиге субмикрокристаллических (СМК) металлов, полученных с использованием метода равноканального углового прессования.

В качестве объекта исследования выступали СМК медь М1 и СМК магниевые сплавы МА2-1, МА14 и AZ91. Варьирование размера зерна и уровня неравновесности границ зерен в магниевых сплавах осуществлялось за счет варьирования температуры РКУП от 150 до 380 °С. В качестве образцов сравнения использовались эти же материалы в крупнозернистом состоянии после горячей экструзии.

Температура начала миграции границ зерен определялась на основании анализа результатов структурных исследований с использованием методов электронной и атомно-силовой микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, а также измерений твердости. Степень распада твердого раствора при РКУП и отжиге магниевых сплавов контролировалась с использованием методики измерения удельного электросопротивления.

Для измерения величин предела макроупругости и предела текучести СМК металлов использована методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие [1].

Экспериментально установлено, что в отличие от крупнозернистых материалов, в которых зависимость предела макроупругости от времени дорекристаллизационного отжига $\sigma_0(t_{отж})$ имеет степенной характер, определяемый процессом диффузионного ухода решеточных дислокаций, в СМК металлах зависимость $\sigma_0(t_{отж})$ имеет экспоненциальный характер и в полулогарифмических координатах может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой характеризует интенсивность возврата механических свойств. Показано, что угол наклона зависимости $\sigma_0(t_{отж})$ в полулогарифмических координатах существенно зависит от размера зерна СМК материала, а также режимов РКУП.

Установлено, что в зависимости от размера зерна и начального уровня неравновесности границ зерен возможны различные механизмы процессов возврата при дорекристаллизационном отжиге СМК металла, интенсивность которых лимитируется либо процессом делокализации дислокаций ориентационного несоответствия или «уходом» скользящих компонент делокализованных дислокаций. Показано, что каждому из механизмов возврата соответствует своя величина угла наклона зависимости $\sigma_0(t_{отж})$ в полулогарифмических координатах.

Показано, что при длительной вылежке СМК, вследствие развития процессов возврата при комнатной температуре, величина угла наклона зависимости $\sigma_0(t_{отж})$ в полулогарифмических координатах может изменяться, что свидетельствует о смене механизма возврата.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель возврата при отжиге СМК металлов, базирующаяся на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах, а также модель влияния возврата на механические свойства СМК металлов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

[1] Нохрин А.В. // Деформация и разрушение материалов, 2012, №11, с. 23-31.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Чурбаев Р.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

noskova@imp.uran.ru

Изучено формирования нанокристаллической структуры и изменение микротвердости в процессе интенсивной пластической деформации (сдвигом под высоким давлением) в сплавах Al+1% Hf, Al+0.5% Ce, Al+0.12% Zr, Al+0.2% Sn, Al+0.2% Nb, Al+0.5% Re, Al+10% Mg, Al+(1% Hf, 0,2% Nb, 0,2% Sn) и Al+(0,5% Ce, 0,5% Re, 0,12% Zr) полученных закалкой из расплава. Показано, что наиболее эффективными добавками, влияющими на формирование наноразмерного зерна в двух компонентных алюминиевых сплавах, являются гафний и церий, а в четырех компонентных сплавах - гафний, олово, ниобий и церий, рений, цирконий. Определены механические свойства в субмикроструктурном состоянии и измерена величина микротвердости сплавов в субмикроструктурном и нанокристаллическом состояниях. Обнаружено, что наибольший эффект при создании высокопрочного состояния сплавов с оптимальной пластичностью и повышенной температурной стабильностью свойств возникает при размерах зерен от 70 до 40 нм и комплексном легировании малыми добавками Hf, Nb, Sn или Ce, Re, Zr.

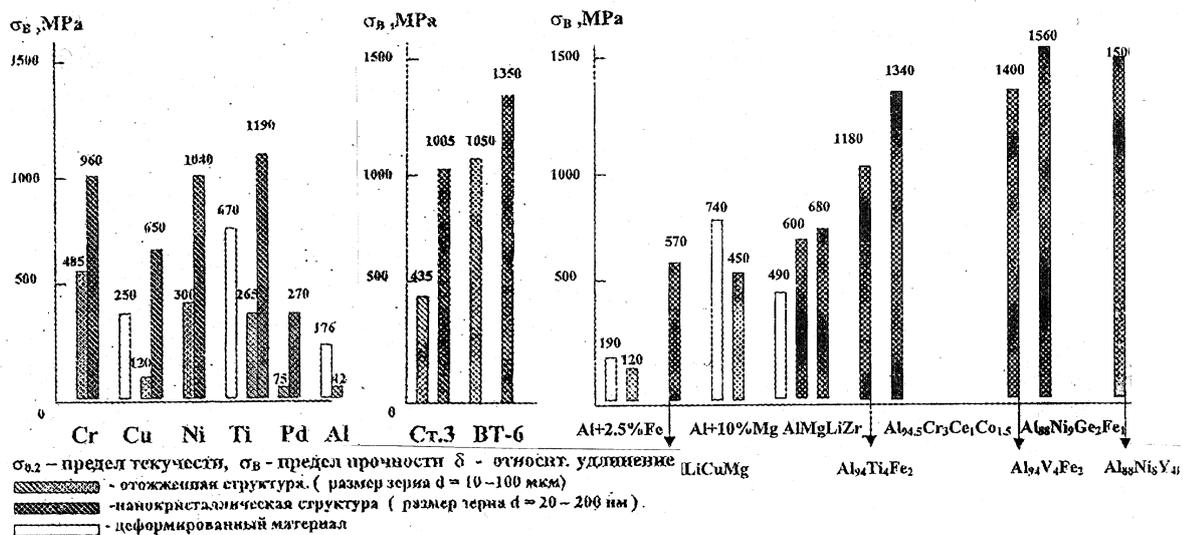


Рис. 1. Прочность для нанокристаллических чистых металлов, бинарных, а также четырех компонентных алюминиевых сплавов

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Носкова Н.И., Филиппов Ю.И., Чурбаев Р.В.

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

Разработана нанотехнология получения слоистых композитных нанокристаллических сплавов Al-Si, Al(1Hf+0,2Nb+0,2Sn)-Si, Al(0,5Ce+0,5Re+0,1Zr)-Si (вес.%) и Ti-Si с использованием в качестве исходных материалов субмикроструктурного чистого алюминия (средний размер зерен 150 нм) и нанокристаллических сплавов алюминия, а также - титана (средний размер нанозерен 50 нм) и смесь наноразмерного порошка (средний размер частиц 30 нм) с нанотрубками 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: субмикроструктурный чистый алюминий, нанокристаллический сплав Al-1% Hf-0,2% Nb- 0,2% Sn, нанокристаллический сплав Al-0,5% Ce-0,5% Re- 0,12% Zr (вес.%) и чистый нанокристаллический титан. Для получения нанокристаллических слоистых композитов оказалось полезным совмещение двух методов: метод получения тонкой нанокристаллической фольги материала [2-4] 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 наковальной Бриджмена), 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 [4]. Микротвердость в нанокристаллическом композите на металлической основе из чистого алюминия или из алюминиевого сплава по сравнению с субмикроструктурным 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 металлургов-термистов. Екатеринбург. 2008, с.194.

[4] Н.И.Носкова, Р.В.Чурбаев, Н.Ф.Вильданова и др. ФММ, 2008. в печати

ПАРАМЕТРЫ ТОНКИХ СЛОЕВ, ОБРАЗУЮЩИХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ КОМПОЗИТ С ОПТИМАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Носкова Н.И.

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

В настоящее время созданы тонкослойные нанокристаллические композиты. Поскольку нанокристаллическое состояние металлов можно характеризовать разным уровнем прочностных свойств, постольку получаем в композите разные неожиданные прочностные свойства. Для получения оптимальных свойств композита необходимо:

1. Учитывать зависимость прочности каждого слоя от величины размера зерна.
2. Наилучший композит создается при использовании тонких слоев с разной кристаллической решеткой.
3. Учитывать для каждого слоя композита зависимость нанокристаллической структуры от температуры.

Созданный при таком учете нанокристаллический композит будет иметь оптимальные свойства.

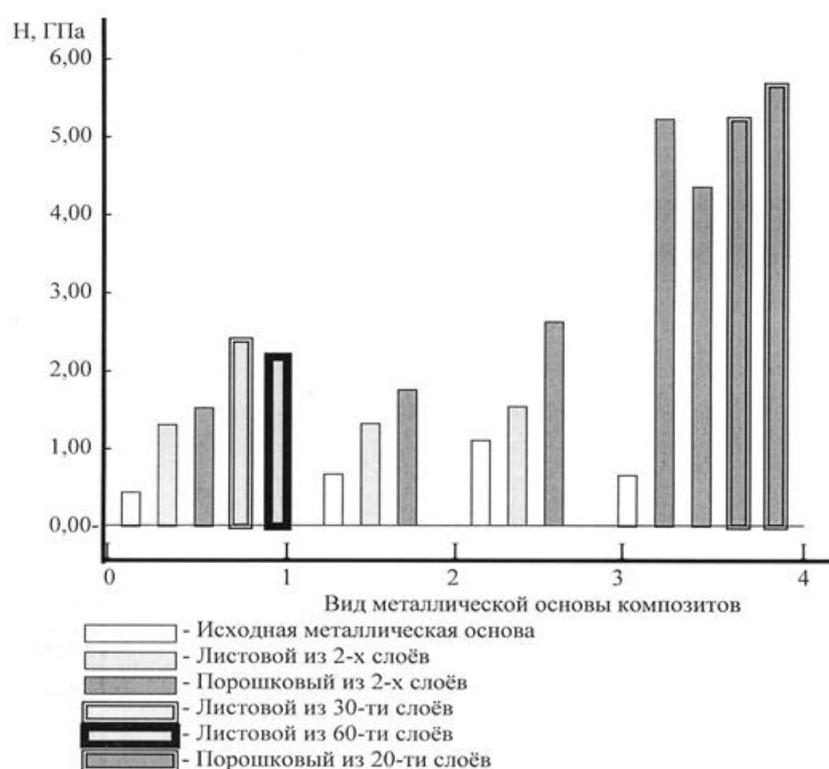


Рис. 1. Изменение микротвердости в композитах SiAl с увеличением количества слоев (n)

ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В СПЛАВЕ Fe-Ni-Al

Перминов Д.А., Дружков А.П., Арбузов В.Л.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
d_perm@rambler.ru

Аустенитные нержавеющие стали и сплавы являются широко распространенными конструкционными материалами ядерных реакторов. Основным фактором, ограничивающим использование этих сталей, является вакансионное распухание (увеличению линейных размеров при облучении). Распухание связано с возникновением в процессе облучения вакансионного пересыщения, т.е. переизбытка вакансий по отношению к межузлиям. Снизить вакансионное пересыщение можно путем применения стареющих сплавов, в которых происходит образование когерентных интерметаллидных выделений типа Ni₃Al (Ti, Si). Как показывают данные, представленные в литературе, когда в сплавах присутствует высокая концентрация мелкодисперсных выделений, распухание удается снизить в несколько раз по сравнению с аналогичными сплавами, не содержащими выделений. Основной проблемой, ограничивающей применение стареющих сталей и сплавов, является отсутствие понимания механизмов влияния когерентных частиц интерметаллидных выделений на поведение точечных дефектов при облучении.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния интерметаллидных выделений Ni₃Al на поведение точечных дефектов в сплаве Fe-Ni-Al на ранних стадиях облучения (до 1 сна). На этих стадиях, формируются только небольшие скопления дефектов в виде петель либо трехмерных кластеров, что определяет структуру дефектов, присутствующих в материале после облучения до высоких доз (1 сна и более). При этом, при малых дозах исходная микроструктура практически не меняется, что упрощает понимание происходящих при облучении процессов. Выбор Fe-Ni-Al сплава обусловлен тем, что он является модельным по отношению к аустенитным нержавеющим сталям, используемым в ядерных реакторах.

Одним из наиболее эффективных методов, позволяющих исследовать поведение дефектов на ранних стадиях облучения, является позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС). Позитроны являются хорошо известным зондом для дефектов вакансионного типа. При этом ПАС обладает высокой чувствительностью к дефектам как по их размерам (от 0,1 до 3 нм), так и по концентрации (10^{-3} – 10^{-6} на атом). Благодаря высокой чувствительности и избирательности к дефектам вакансионного типа, ПАС позволяет исследовать поведение радиационных дефектов на начальной стадии радиационной повреждаемости (до 10^{-3} сна), когда получение подобной информации другими широко используемыми методами (в частности, электронной микроскопией) невозможно или сильно затруднено.

Для изучения поведения дефектов сплавы с различной исходной микроструктурой (закаленный на твердый раствор, термически состаренные при различных условиях) облучались электронами энергией 5 МэВ на линейном ускорителе. Электронное облучение, в отличие от нейтронного и ионного облучений, генерирует простые пары Френкеля. При этом образуются свободно мигрирующие точечные дефекты (вакансии и межузельные атомы). Это позволяет изучать взаимодействие дефектов с примесями, стоками и другими особенностями микроструктуры сплавов.

В докладе представлены результаты исследования накопления вакансионных дефектов в сплаве Fe-Ni-Al с различным исходным состоянием в процессе облучения. Также обсуждаются возможные механизмы влияния выделений на накопление радиационных дефектов.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ВТ6 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Раточка И.В., Лыкова О.Н., Грабовецкая Г.П.

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

В последние годы интенсивно разрабатываются и исследуются поликристаллические материалы с ультрамелкозернистой (субмикро- и нанокристаллической (СМК и НК)) структурой. Формирование такой структуры с помощью методов интенсивной пластической деформации приводит к существенному изменению их физико-механических свойств. В частности, такие материалы при определенных условиях могут проявлять низкотемпературную и/или высокоскоростную сверхпластичность. При этом, как правило, механическое поведение таких материалов, также как и мелкозернистых, при сверхпластической деформации определяется преимущественно размером зерна, структурно-фазовым состоянием, а также высокой степенью неравновесности границ зерен и, как следствие, увеличением их диффузионной проницаемости. С другой стороны, сверхпластичное течение СМК и НК материалов имеет целый ряд особенностей, которые в настоящее время не получили однозначного объяснения. В связи с этим, экспериментальные исследования особенностей развития сверхпластической деформации и эволюции структуры в таких материалах представляются актуальными.

В настоящей работе проведены исследования эволюции структуры и особенностей пластической деформации при сверхпластическом течении сплава ВТ6 в ультрамелкозернистом состоянии, полученном с использованием метода всестороннего прессования. Установлено, что характер кривых истинное напряжение-деформация при сверхпластическом течении рассматриваемого сплава зависит от температуры испытаний. Так при температуре 873 К деформационные кривые имеют вид, типичный для мелкокристаллических сверхпластичных материалов, т.е. напряжение течения слабо зависит от степени деформации. В то же время при температурах испытаний 973 К напряжение течения увеличивается в течении длительного времени (примерно до 150%) и только затем начинает уменьшаться. Такие кривые течения ранее уже неоднократно наблюдали при сверхпластической деформации субмикро- и нанокристаллических материалов. Однако до настоящего времени данный эффект не получил удовлетворительного объяснения. Для оценки роли размера зерна в рассматриваемом эффекте проведены исследования эволюции структуры сплава ВТ6 в процессе сверхпластической деформации при температурах испытаний 873 и 973 К. Показано, что в обоих случаях зерна остаются равноосными, наблюдается уменьшение плотности дислокаций внутри зерен. На границах зерен появляется четко выраженный полосчатый контраст, что свидетельствует об их переходе в более равновесное состояние. Установлено, что в процессе деформации при температуре 973 К распределение зерен по размерам изменяется от одномодального к бимодальному. Показано, что рост объемной доли относительно крупных зерен непосредственно в процессе деформации может быть одной из причин наблюдаемого деформационного упрочнения сплава ВТ6 при сверхпластической деформации.

ЭМИССИОННАЯ МЕССБАУЭРОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В КРУПНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ Мо, ПОЛУЧЕННОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Сергеев А.В., Попов В.В., Столбовский А.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Методом эмиссионной ядерной гамма-резонансной (ЯГР) спектроскопии на ядрах ^{57}Co (^{57}Fe) исследовано состояние границ зерен крупнозернистым и ультрамелкозернистым Мо.

Образцы крупнозернистого были получены холодной деформацией и последующим рекристаллизационным отжигом при температуре 1200°C. После такой обработки размер кристаллитов составлял ~ 50 мкм. Образцы ультрамелкозернистого Мо получены методом кручения под высоким давлением при температуре 350°C.

В случае крупнозернистого молибдена исследование состояния границ зерен было проведено в температурном интервале 400-1000°C. После отжига при 400°C в Мессбауэровском спектре присутствовало две линии, одна из которых – компонента 1 – формируется мессбауэровскими атомами, локализованными в границах зерен, а другая – компонента 2 – атомами расположенными в приграничных областях кристаллитов. С повышением температуры интенсивность компоненты 2 увеличивается, а компоненты 1 уменьшается, вплоть до полного исчезновения последней. На основании результатов ЯГР исследований показано, что зернограничная диффузия происходит по междоузлиям и определена температурная зависимость коэффициента зернограничной сегрегации Со в Мо.

В случае ультрамелкозернистого Мо после отжига при 350°C в структуре также присутствовали две линии, но их параметры существенно отличались от параметров линий для крупнокристаллического Мо. Это свидетельствует, что состояние границ зерен в ультрамелкозернистом Мо, полученном интенсивной пластической деформацией, неравновесное. При повышении температуры отжига до 400°C в ЯГР спектрах появляются еще две линии, соответствующие границам, претерпевшим миграцию и возврат, и их приграничным областям. Состояние этих границ близко к равновесному. Показано, что, начиная с температуры 600°C, в структуре практически не остается исходных неравновесных границ, образовавшихся в процессе кручения под давлением.

Работа поддержана программой Уральского отделения РАН (проект №. 12-Р-П-1016) и РФФИ (проект №о. 14-03-31596_м).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕМЕНТОВ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КАБЕЛЯ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Шляхова Г.В.^{1,3}, Баранникова С.А.^{1,2}, Зуев Л.Б.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск*

shgv@ispms.tsc.ru

Применение метода атомно-силовой микроскопии (АСМ) создает новые возможности для структурных исследований сверхпроводящих материалов на разных масштабных уровнях. При этом разрешающие характеристики АСМ сопоставимы со сканирующей электронной микроскопией и по некоторым показателям, полученные трехмерные изображения поверхности структуры на АСМ имеют дополнительные преимущества перед оптической микроскопией [1]. В статье приводятся результаты применения АСМ для

исследования микро- и наноструктуры многожильного сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb-Ti, используемого для изготовления токонесущих элементов в магнитной системе Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР).

Структура многожильного кабеля со сверхпроводящими жилами из сплава Nb-47,5 мас.%Ti исследовалась на промежуточной стадии многократного волочения при переходе $\varnothing 1,3 \rightarrow \varnothing 1,2$ мм, в продольном сечении. Для анализа состава и элементов структуры композитного многожильного провода использовалось несколько методик, обеспечивающих необходимое пространственное разрешение: оптическая микроскопия (Neophot 21); растровая электронная микроскопия (Philips SEM 515) и атомно-силовая микроскопия (АСМ), прибор Solver PH47-PRO, изготовленный ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия [2].

Для более детального рассмотрения структуры технических многожильных сверхпроводников на основе сплава Nb-Ti и определения ее параметров в условиях интенсивных пластических деформаций применяли атомно-силовую микроскопию, с помощью которой изучалась топография поверхности шлифов. Анализ показал, что в промежуточном слое со стороны внутренней поверхности проводника волокна Nb-Ti имеют округлую форму со средним диаметром ~ 10 мкм. Иная картина наблюдается в промежуточном слое со стороны внешней поверхности кабеля. Здесь все волокна вытянуты, «расплющены» вдоль направления деформации и имеют ромбическую форму с диагоналями ~ 13 и 11 мкм соответственно [3-5].

Для уточнения формы рельефа продольных и поперечных сечений элементов кабеля использовали атомно-силовую микроскопию с применением контактного метода в режиме «постоянной силы». В этом случае в процессе сканирования скорость отработки сигнала рассогласования устанавливалась таким образом, что система обрабатывала относительно гладкие особенности рельефа достаточно быстро и в то же время была достаточно медленной, чтобы обрабатывать крутые ступеньки. В итоге сигнал рассогласования слабо отображал гладкие участки рельефа (волокна) и с высоким контрастом отображал заметные шероховатости (ниобиевый барьер) [3-5]. В ходе этих исследований вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице, удалось наблюдать диффузионный ниобиевый барьер, который отчетливо проявляется в виде выступов рельефа в зоне перехода от сверхпроводящей жилы к медной матрице как поперечном, так и в продольном сечении. На профилограмме, построенной методом секущих, ниобиевый барьер обнаруживается по высокоамплитудным максимумам, разделенных низкоамплитудными линиями рельефа для волокон Nb-Ti и медной матрицы (рис. 1). Диффузионные барьеры из ниобия используются в конструкциях Nb-Ti сверхпроводников для предотвращения взаимодействия на границе Nb-Ti сплав/медь, приводящего к образованию хрупких интерметаллидов системы Ti-Cu, которые вызывают обрывность отдельных сверхпроводящих волокон и провода в целом и снижают его электрофизические характеристики.

Для исследования тонкой структуры элементов сверхпроводящего кабеля из образца была вырезана тонкая фольга с помощью сфокусированного ионного пучка с использованием растрового ионно-электронного микроскопа Quanta 200 3D. В зоне обрыва волокон Nb-Ti методом как методом просвечивающей электронной микроскопии (Jeol 2100, 200 кВ) [5], так и методом АСМ установлено как частичное отсутствие ниобиевого барьера на участке фольги, соответствующем границе «волокно-матрица», так и наличие ниобиевого барьера с субмикроструктурной структурой, на участке фольги, соответствующем границе «матрица-волокно». На фольге в режиме «фаза» выявлены большие области, где в зоне сопряжения волокно Nb-Ti – медная матрица присутствует Nb – барьер (рис. 1 а) с субмикроструктурной структурой. Помимо этого обнаружены небольшие участки, где на границе «матрица-волокно» Nb – барьер отсутствует (рис. 1 б). Сопоставление результатов АСМ с данными просвечивающей электронной микроскопии дает основание полагать, что наблюдаемые в последнем случае на поверхности фольг углубленные ячейки суть результаты вытравливания внутренних частей структурных элементов сверхпроводящего кабеля при химической полировке. Видно, что границы зерен при этом травятся сильнее (Cu), выявляя резкую границу между медной матрицей и волокном Nb-Ti / Nb – барьером. Этот факт можно в дальнейшем использовать для аттестации материалов с нано- и субмикроструктурной структурой.

Установленные закономерности должны приниматься во внимание при разработке технологии холодной деформации волочением до получения сверхпроводниковых жил требуемых размеров.

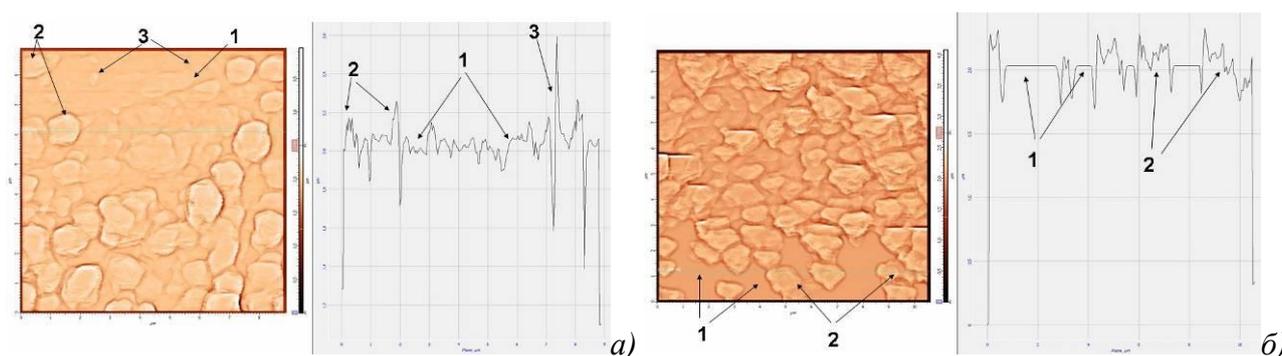


Рис. 1. АСМ: (а) – Nb – барьер на границе «матрица-волокно»; (б) – отсутствие Nb – барьера на границе «матрица-волокно»: 1 – волокна Nb-Ti, 2 – медная матрица волокна Nb-Ti; 3 - Nb – барьер.

[1] Ульянов П.Г., Добротворский А.М., Усачев Д.Ю., Борыгина К.И., Адамчук В.К. Применение микроскопа атомных сил для исследования наноструктуры металлов и сплавов, подвергнутым механическим и температурным воздействиям // Известия РАН. Сер. Физическая, 2012. Т. 76. № 2. С. 176-179.

[2] Сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO. Руководство пользователя. М: ЗАО «Нанотехнология-МДТ», 2006. 341 с.

[3] Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Колосов С.В. Исследование структур на микро- и мезоуровнях в деформируемых волочением технических сверхпроводниках на основе сплава Nb-Ti // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2012. – Т. 9. - № 4. – С. 417-421.

[4] Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti // Металлы. - 2013. –№ 2. – С. 83-89.

[5] Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Колосов С.В., Зуев Л.Б. Исследование элементов структуры сверхпроводящего кабеля на основе сплава Nb-Ti при многоступенчатом волочении в очаге локализации пластической деформации // Наноинженерия. 2013, №7 (25), С. 31-35.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОТВЕРДОСТИ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ПОСЛЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП975 И ВКНА-4У

Валитова Э.В.¹, Трофимов Е.А.¹, Шаяхметов Р.У.²,
Валитов В.А.¹, Лутфуллин Р.Я.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Башкирский государственный университет, Уфа

elvinochka07@mail.ru, trofimovea12@gmail.com, ruslanshay@mail.ru

На сегодняшний день одними из наиболее актуальных проблем, решение которых обеспечит прогресс в авиадвигателестроении, являются разработка научно-обоснованных материаловедческих предложений, необходимых для создания высокоэффективных технологий изготовления биметаллических деталей из разнородных жаропрочных сплавов с неразъемными твердофазными соединениями, в частности, деталей типа «блиск» [1]. Проблема повышения конструкционной прочности является весьма актуальной, поскольку определяет надежность и долговечность изделий. Использование метода наноиндентирования позволяет

определить значение твердости отдельных фаз в исследуемом материале. В настоящей работе изучено поведение нанотвердости в зоне соединения после сварки давлением образцов из сплава ЭП975 и ВКНА-4У при температуре 1125°C (Рисунок 1). Микроструктурный анализ и анализ нанотвердости зоны соединения после сварки давлением показали, что значение нанотвердости в зоне соединения (показано белыми стрелками на рисунке 1) несколько ниже ее значения в образце с ультрамелкозернистой структурой из сплава ЭП975 имеется диффузионная зона в области соединения в интерметаллидном сплаве ВКНА-4У, а значения нанотвердости аналогично исходному литому интерметаллидному сплаву и составляет 5ГПа.

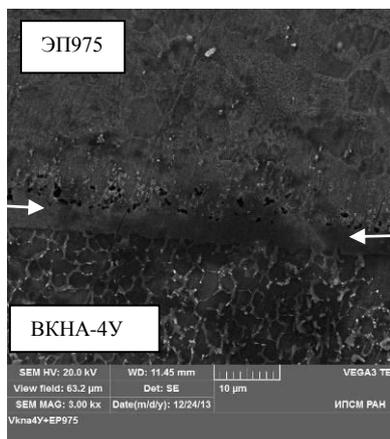


Рис. 1 Локальный участок зоны твердофазного соединения из сплавов ЭП975 и ВКНА-4У

Таким образом, достигнуто соединение из разнородных никелевых сплавов. Значение нанотвердости в зоне соединения равна твердости исходного литого интерметаллидного сплава и в 2 раза меньше ее значения в сплаве ЭП975, имеющего ультрамелкозернистую структуру.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-12200\14.

[1] Магерамова Л., Захарова Т, Громов М., Самаров В. Турбины: с «блиском» и без. // <http://engine.aviaport.ru/issues/02/page32.html>

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, ФИЗИКО - ХИМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ НАГРЕВЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Землякова Н.В.¹, Москвичев А.А.¹, Фаизова С.Н.²

¹Институт проблем машиностроения ИЦ Российской академии наук. Нижний Новгород, Белинского ул., 85, 603024, Россия
serti222@ya.ru

²Институт физики перспективных материалов при Уфимском государственном авиационном институте, Уфа, Карла Маркса ул., 12, Россия
snfaiz@mail.ru

Улучшение свойств крупнозернистых сплавов (с размером зерна более 10 мкм) можно получить методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Повышение прочностных свойств в дисперсионно - упрочняемых сплавах происходит за счет изменения фазового состава. Изучение структурно - фазовых превращений позволит управлять свойствами сплава [1-3]. Сплав АК - 4 системы Al-Cu-Mg применяют при изготовлении

деталей авиационных конструкций, работающих при температурах нагрева 200 - 300°C [4]. Жаропрочность сплаву придает нерастворимая при температуре железо - никелевая фаза и магний - кремниевая фаза. Известно, что выделение вторичных упрочняющих фаз в алюминиевом сплаве происходит на дефектах кристаллической решетки. Поэтому вызывает интерес ИПД обработка при комнатной температуре, которая позволит увеличить плотность вакансий и дислокаций в решетке алюминиевого сплава и тем самым ускорить распад твердого раствора.

Цель работы: изучить структуру, термическую стабильность и фазовые превращения в УМЗ алюминиевом сплаве АК - 4, полученного при комнатной температуре после РКУП обработки и волочения.

Для исследования представлены образцы, вырезанные из прутка диаметром 40 мм после РКУП при комнатной температуре по режиму: 8 проходов по маршруту Вс и прутка 25 мм полученным волочением после РКУП. Для получения крупнозернистого состояния образцы после РКУП обработки подвергали нагреву в муфельной печи со скоростью 40 К/мин до температуры 530°C и последующим охлаждением на воздухе. В результате нагрева средний размер зерна составил 20 мкм. Исследование микроструктуры проводили металлографическим методом на микроскопе NEOPHOT - 32, при увеличении x1000, сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA - 2 с использованием энергодисперсионного анализа. Исследование фазовых превращений проводили методом дифференциально - сканирующей калориметрии на приборе NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix. В печи калориметра образцы нагревали до температуры 550°C со скоростью 40°/мин в атмосфере аргона при постоянном давлении. Измерение микротвердости проводилось по стандартной методике на микротвердомере ПМТ - 3. Для анализа термической стабильности сплава АК - 4 после РКУП обработки применяли нагрев при температуре 50° - 550°C с интервалом 50°C выдержкой 60 мин при каждой температуре с охлаждением на воздухе. После выдержки при каждой температуре была замерена микротвердость и средний размер зерна. По результатам замеров были построены графики.

Металлографический анализ показал, что после РКУП обработке в сплаве сформировалась структура со средним размером зерна порядка 0,45 мкм. В исходном состоянии сплав имеет средний размер зерна 40 мкм. Микроструктура после РКУП представляет α твердый раствор и фазы S (Al_xCuMg), $CuAl_2$, $Al_xNi_yFe_z$ и Mg_2Si (рис. 1).

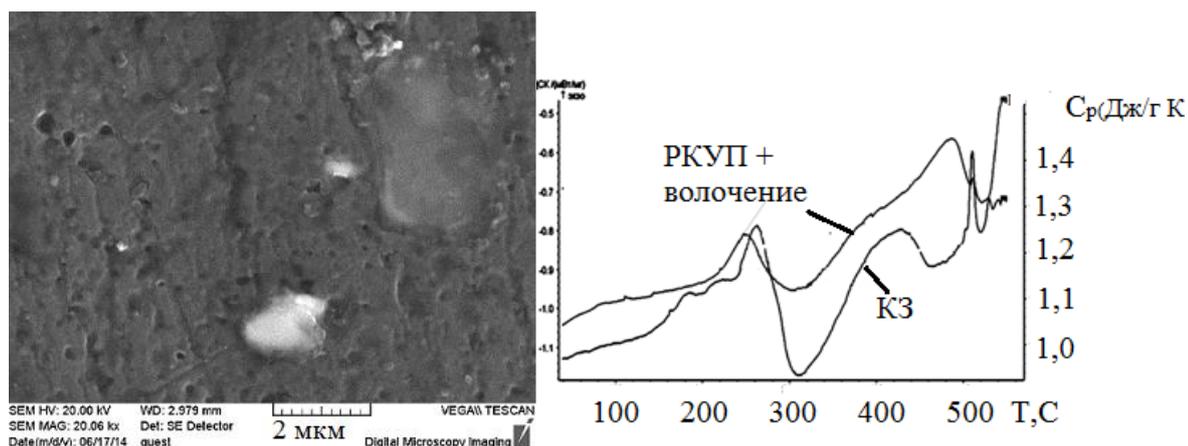


Рис. 1. Микроструктура сплава УМЗ сплава АК - 4 и изменение удельной изобарической теплоемкости.

При больших увеличениях обнаружены фазы: кремниевая и железоникелевая в виде стерженьков размерами 1 x 5 мкм.

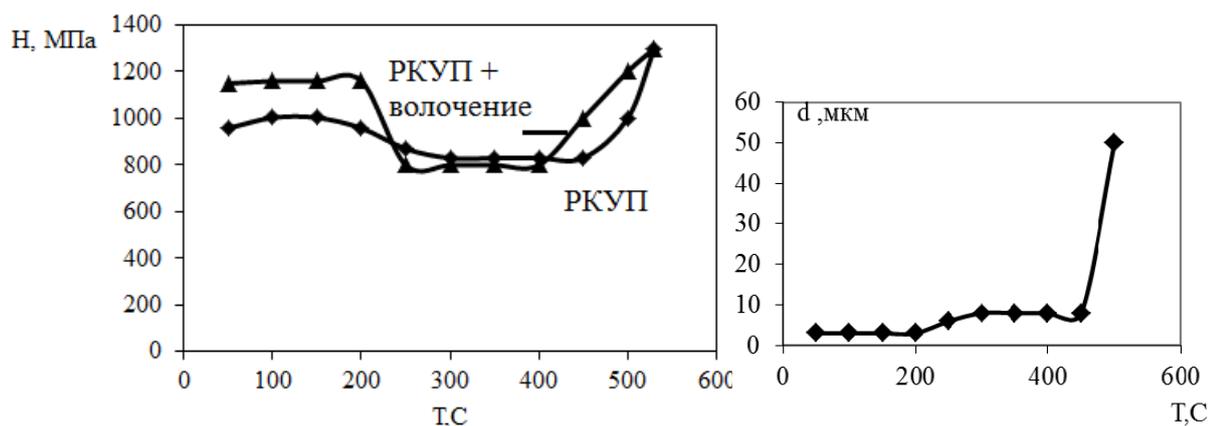


Рис. 2. Изменение величины зерна (d) и микротвердости (H) от температуры нагрева при отжиге с выдержкой при каждой температуре $\tau = 1$ час в УМЗ сплаве.

В работе был исследован фазовый состав сплава АК - 4 после РКУП обработки и волочения и его изменение при последующем нагреве. Из сравнения ДСК откликов на рис.1 видно, что УМЗ сплав имеет такие же пики, что и КЗ. Образовавшийся экзопик при температуре 230°C соответствует выделению из твердого раствора фазы $AlCu_2$, которая затем растворяется с образованием эндопика при температуре 320°C. Подъем и снижение микротвердости при этих температурах являются подтверждением выше сказанному. Экзопики, полученные при температурах 420°C в КЗ сплаве и при 480°C в УМЗ сплаве образовались растворении фазы S (Al_xCuMg), в результате этого происходит обогащение твердого раствора магнием и наблюдается рост микротвердости. Изобарическая теплоемкость изменяется немонотонно и остается выше на всем протяжении нагрева в УМЗ сплаве, по сравнению с КЗ сплавом. Термическая стабильность УМЗ сплава сохраняется до температуры нагрева 200°C. Показано, что волочение повышает прочностные характеристики сплава.

[1] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.:ИКИЦ «Академкнига», 2007. - 398 с.

[2] Гафнер Ю.Я., Гафнер С.Л., Замулин И.С. и др. // Физика твердого тела, 2013, том.55, вып.10, с. 2026 - 2032.

[3] Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Клевцова Н.А., Кашапов М.Р. // Фундаментальные исследования. - 2012. - № 3. - Ч. 2. - С. 391-395.

[4] Исламгалиев Р.К., Нестеров К.М., Хафизова Э.Д. и др. // Вестник УГАТУ, 2012. – Т. 16, № 8 (53). - С. 104- 109.

[5] Промышленные алюминиевые сплавы: справочник. - М.: Металлургия, 1984. - 528 с.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ Cu-Nb

Дерягина И.Л.¹, Попова Е.Н.¹, Валова–Захаревская Е.Г.¹, Патраков Е.И.¹,
Столбовский А.В.¹, Хлебова Н.Е.², Панцырный В.И.²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Ордена Трудового Красного Знамени Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук (ИФМ УрО РАН),

г. Екатеринбург, Россия

²Открытое акционерное общество «Высокотехнологический научно-исследовательский институт имени академика А.А. Бочвара» (ОАО ВНИИНМ), г. Москва, Россия
deryagina@mail.ru

Высокопрочные провода на основе композитов Cu-Nb используются при создании высоких (выше 50 Тл) магнитных полей. В ОАО ВНИИНМ разработана технология производства Cu-Nb проводов прямоугольного сечения от 2×3 мм до 4×6 мм, с пределом прочности 1100-1250 МПа и электропроводностью $\sim 70\%$ от высокочистой меди [1]. При изготовлении многоволоконных композитных проводов дендриты ниобия в медной матрице в ходе сильной пластической деформации вытягиваются вдоль оси проволоки, приобретая форму тонких лент толщиной несколько нм [2]. При относительной деформации выше 99.56% (истинная деформация $e > 10$), когда средняя толщина Nb волокон и расстояния между ними в медной матрице становятся меньше 100 нм, происходит аномальный рост прочности, и временное сопротивление разрыву Cu-Nb композитов в 3-4 раза превышает величину, рассчитанную по правилу смесей [3]. Известно, что определяющую роль в возникновении аномальных свойств наноматериалов играют поверхности раздела. Как показано в ряде публикаций [2,4,5], в *in situ* композитах Cu-Nb границы раздела являются полукогерентными и частично аморфизированными. Наряду с высокой прочностью, важную роль при практическом использовании нанокompозитов играет их термическая стабильность. В работе методами сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии исследована термическая стабильность структуры *in situ* проводов Cu-Nb, отличающихся формой сечения (цилиндрическая и прямоугольная) и величиной истинной деформации (10,18 и 12,50).

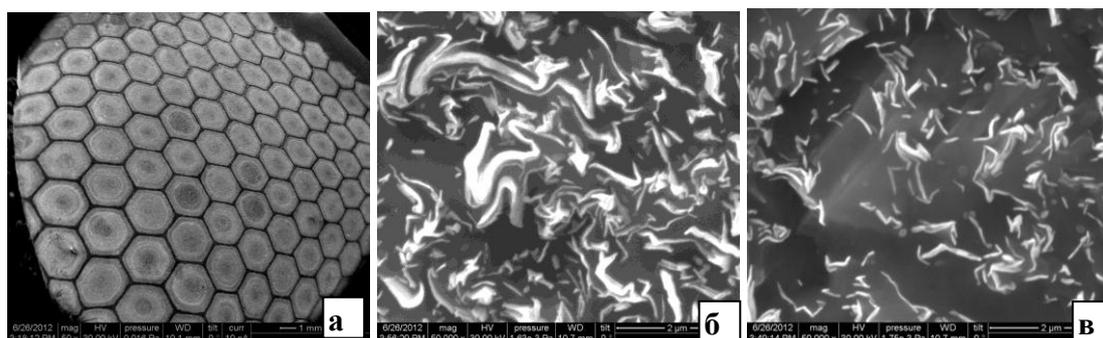


Рис. 1. СЭМ-изображение поперечного сечения цилиндрического многоволоконного *in situ* композита на основе Cu-Nb: (а) – общий вид; (б, в) – фрагменты структуры с разной плотностью Nb волокон в медной матрице

Обнаружена неравномерность в распределении Nb волокон в поперечном сечении композитов, которая наиболее ярко проявляется при сканировании в режиме Z-контраст (рис. 1а). При больших увеличениях (50 000 и более) на изображениях, полученных в режиме вторичных электронов, видно, что в более светлых областях плотность Nb волокон ленточной формы выше (рис. 1б), чем в более темных областях (рис. 1в).

Согласно результатам ПЭМ, в обоих композитах границы раздела между Nb волокнами и медной матрицей являются частично когерентными, а решетка ниобия искажена вследствие высоких внутренних упругих напряжений. Обнаружено, что термическая стабильность Cu-Nb композита выше, чем у меди и ниобия, наноструктурированных интенсивной пластической деформацией.

Изготовленные методом *in situ* композиты Cu-Nb могут быть подвергнуты холодному волочению с промежуточными отжигами до величины истинной деформации > 12 . При этом волокна ниобия приобретают ленточную форму с толщиной лент менее 100 нм. С ростом истинной деформации от 10,2 до 12,5 максимальная толщина ленточного ниобия уменьшается от ~ 120 до ~ 70 нм.

В композитах Cu-Nb при холодном волочении формируется острая аксиальная текстура с направлениями $\langle 110 \rangle_{\text{Nb}}$ и $\langle 111 \rangle_{\text{Cu}}$ параллельными оси волочения. Разориентация направлений $\langle 110 \rangle_{\text{Nb}}$ и $\langle 111 \rangle_{\text{Cu}}$, составляющая $\sim 4^\circ$, может быть косвенным свидетельством полукogerентной связи границ меди и ниобия.

Степень искажения решетки ниобия $\langle 110 \rangle_{\text{Nb}}$ меняется с противоположными знаками в поперечном и продольном сечениях композита и возрастает при изменении истинной деформации от 10,2 до 12,5.

Отжиги при $400^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$ (1ч) приводят к снижению степени искажения решетки ниобия и к изменению формы и размеров Nb волокон в результате их коагуляции. Изменение структуры ниобиевых волокон начинается при 400°C , активно развивается при 600°C , и вызывает заметное разупрочнение композита при 800°C .

Работа выполнена на оборудовании центра коллективного пользования электронной микроскопии ИФМ УрО РАН, на образцах ОАО ВНИИНМ, по плану РАН, при частичной поддержке Президиума РАН (проект № 12-П-2-1015).

- [1] A. Shikov, V. Patsyrnyi, A. Vorobieva et al. *Physica C*. 2001. V. 354(1–4). P. 410–414.
- [2] E. Snoeck, F. Lecouturier, L. Thilly et al. *Scripta Mater*. 1998. V. 38. P. 1643-1648.
- [3] Bevk J., Harbison J.P., Bell J.L. *J. Appl. Phys.* 1978. V. 49 (12). P. 6031-6038.
- [4] F. Dupouy, E. Snoeck, M.J. Casanove et al. *Scripta Mater*. 1996. V. 34. P. 1067-1073.
- [5] X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout et. al. *Acta Mater*. 2001. V. 49. 389-394.

СЕКЦИЯ 4

КОМПЬЮТЕРНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

АНАЛИЗ ИСКАЖЕНИЙ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПО ДАННЫМ EXAFS СПЕКТРОСКОПИИ

Бабанов Ю.А., Пономарев Д.А., Устинов В.В.

Институт физики металлов УрО РАН, 620990, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990, Россия

Одним из самых непростых для экспериментального изучения любого твердого раствора является вопрос о его реальной локальной структуре. Рентгеноструктурный анализ дает сведения только о так называемой <средней> структуре твердого раствора. Экспериментальные сведения о реальной локальной структуре могут быть получены только

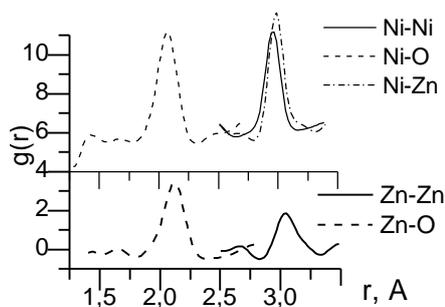


Рис. 1. Парциальные ПКФ для твердого раствора $Ni_{0.3}Zn_{0.7}O$

с помощью спектроскопических методов, если они доступны для рассматриваемой системы. Одним из них является метод EXAFS, который требует применения синхротронного излучения.

Серия твердых растворов с кристаллической структурой каменной соли (КС) $Ni_xZn_{1-x}O$ ($x = 0,0, 0,3, 0,5, 0,7, 1,0$), принадлежащая к семейству полупроводников с сильным характером ионных химических связей, была синтезирована в МГУ из бинарных оксидов при давлении 7,7 ГПа и температурах 1450 -1650 К [1]. Дифракционные и EXAFS измерения для этих растворов проводились с использованием синхротронного излучения (РНИЦ

"Курчатовский институт", Москва). Зависимость параметра решетки от концентрации подчиняется правилу Vegarda. Существует серьезная проблема при получении информации о локальном порядке для систем, таких как $Ni_xZn_{1-x}O$, для которых характерно перекрытие в реальном пространстве координационных сфер. Для получения парциальных корреляционных функций (ПКФ) (Ni-Ni, Ni-Zn, NiO, Zn-Zn, Zn-O) для КС- $Ni_{0.3}Zn_{0.7}O$ решалась система двух интегральных уравнений Фредгольма для Ni и Zn EXAFS спектров (см. Рис.1). Эта задача является некорректно поставленной и для ее решения использовался метод регуляризации [2]. Показано, что кристаллическая решетка каменной соли в этих растворах искажается и дальний порядок существует только в среднем и не совпадает с локальным порядком.

Для более подробного исследования локальной атомной структуры была создана модель кристаллической структуры, основанная на модели Полинга. На рис.2 приведены результаты моделирования твердого раствора $Ni_{0.3}Zn_{0.7}O$. Вид распределения свидетельствует о существовании ограниченного хаоса в системе оксидных твердых растворов.

Процедура моделирования заключается в следующем:

1. Строится кластер из ионов с заданной кристаллической решеткой (NaCl) и параметром решетки NiO (4,176 Å). Решетка считается идеальной, без искажений и дефектов. Ионам не присвоены сорта. Количество узлов $\sim 10^6$.

2. Метод предполагает, что концентрация ионов металлов, а также тип кристаллической решетки вещества известны априорно. Ионам приписываются сорта, т.е. ионы кислорода и ионы металлов располагаются через один в решетке в кристаллической неискаженной

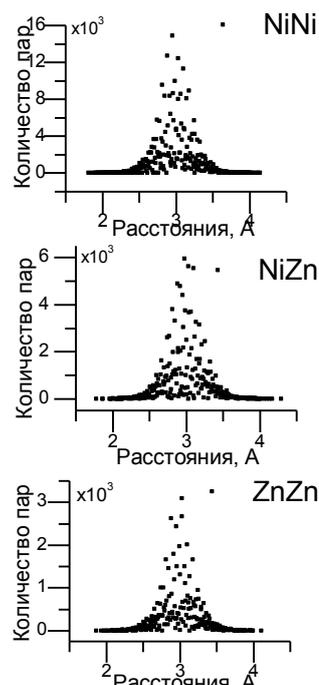


Рис. 2, Распределение пар для твердого раствора $Ni_{0.3}Zn_{0.7}O$

решетке. Ионы металлов размещаются хаотически, узлы Ni и Zn имеют «метку». Учитывается концентрация металлических элементов в образце.

3. Искажается кристаллическая решетка, исходя из межатомных расстояний между ионами кислорода и металлов различных сортов. В модели считается, что межатомные расстояния $R(\text{Ni-O}) = 2.08\text{\AA}$ и $R(\text{Zn-O}) = 2.14\text{\AA}$ постоянные, а расстояния между металлическими ионами не зафиксированы. Процесс начинается с некоторой выбранной ячейки и распространяется на весь кластер. Постоянные межатомные расстояния рассчитывались с использованием радиусов ионов, взятых из таблиц Шеннона[3].

В результате работы программы получаются координаты всех ионов кластера. Это

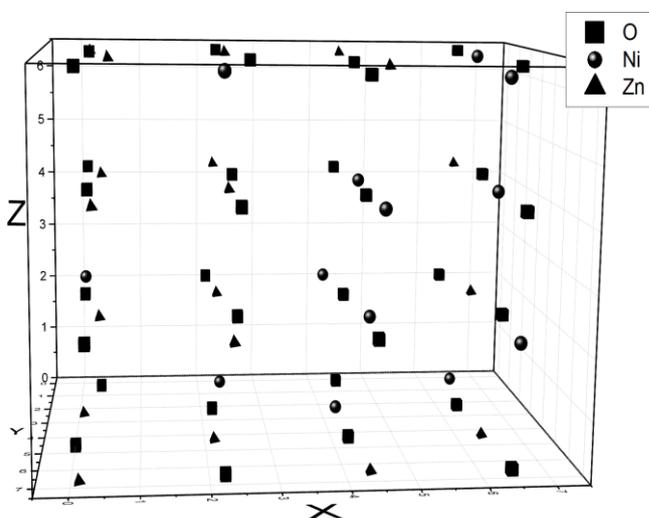


Рис. 3, Искаженная кристаллическая решетка твердого раствора $\text{Ni}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{O}$ состоящего из 64 атомов.

дает возможность построить искаженную решетку любых размеров и тем самым визуализировать локальные искажения, которые произошли с идеальной решеткой после замещения атомов Ni атомами Zn. Это было показано для кластера, состоящего из 343000 ионов. На рис.3 представлена визуализация искаженной кристаллической решетки твердого раствора $\text{Ni}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{O}$ состоящего из 64 атомов.

После моделирования искажений кристаллических решеток твердых растворов производилось сравнение всех полученных данных. Данные сравнивались на основании полученных параметров решеток из

дифракционных экспериментов, усредненных EXAFS-данных и модельных данных. Все

параметры решеток приведены в таблице 1. Исходя из этих данных можно сказать, что нами выбрана правильная модель для описания атомной структуры твердых растворов, а также

Таблица 1. Параметры (в \AA) кристаллических решеток в твердых растворах

Образец	Дифракция	Модель Полинга	EXAFS
NiO	4.176	4.18	4.162
$\text{Ni}_{0.7}\text{Zn}_{0.3}\text{O}$	4.2088	4.21	4.183
$\text{Ni}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{O}$	4.22887	4.23	4.221
$\text{Ni}_{0.3}\text{Zn}_{0.7}\text{O}$	4.24902	4.25	4.247
ZnO	4.28	4.28	4.272

верно обработаны данные EXAFS-спектроскопии. И полученные данные будут полезны в дальнейшем для описания электронной и магнитной структуры твердых растворов NiZnO.

[1] A.N. Baranov, P.S. Sokolov et al, High Press. Res. 2008 **28**, 515-519.

[2] А.Н. Тихонов, В.Я. Арсенин. Решение некорректных задач. - М.: Наука. 1979.

[3] R.D. Shannon, Revised Effective Ionic Radii and Systematic Studies of Interatomic Distances in Halides and Chalcogenides. - Central Research and Development Department, Experimental Station, E. I. Du Pont de Nemours and Company, Wilmington, Delaware 19898, U.S.A.

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ИПД: ФРАГМЕНТАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ НАЛИЧИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ И ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Рыбин В.В., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет
rybin.spb@gmail.com

В ходе больших пластических деформаций (ПД) крупные, однородно ориентированные кристаллы фрагментируются - превращаются в конгломерат сплошно сопряжённых, разориентированных фрагментов. В интервале гомологических температур деформации $T_m \leq 0,4$ поперечные размеры фрагментов составляют примерно 0,2-0,3 мкм. Углы их разориентировок распределены в диапазоне от минимального $\theta_{\min} \approx (1 - 2)^\circ$ до максимального θ_{\max} , равного при данном ε :

$$\theta_{\max} = \theta_{\min} + \alpha(T, (\varepsilon)) \cdot (\varepsilon - \varepsilon_0),$$

где $\varepsilon_0 \approx 0,2$ - пороговая деформация, а $\alpha(T, (\varepsilon)) \leq 1$ - коэффициент, описывающий температурно - скоростную чувствительность процесса. Фрагментация формирует в кристаллах необычную структуру деформационного происхождения (ДП). Впервые она была обнаружена и описана ровно сорок лет назад. Тогда же было предложено называть её фрагментированной (ФС). Главным признаком, радикально отличающим ФС от классических слабо разориентированных структурных состояний (блочных, ячеистых, мозаичных) является наличие в разориентировках разориентировок, значительно превышающих обычные для малоугловых дислокационных границ значения. После деформаций $\varepsilon \approx 0,5$ типичными для ФС становятся границы с разориентировками, превышающими 15° , т.е. большеугловые границы (БУГ) межзёрненного типа. По мере роста ε доля подобных границ монотонно увеличивается. Соответственно, увеличивается и средняя разориентировка фрагментов $\theta_{\text{mean}}^{fr}$, которая, по мере достижения некоторой критической деформации ε_c может сравняться со средней разориентировкой в ансамбле хаотически разориентированных кристаллов (ХРА), $\theta_{\text{mean}}^{cr} = 40,7^\circ (0,71 \text{ рад})$. Модель ХРА достаточно точно описывает распределение разориентировок в обычных, полученных при кристаллизации или рекристаллизации поликристаллах. По этой причине фрагментированную структуру в образцах, продеформированных до $\varepsilon \geq \varepsilon_c$ можно рассматривать, как специфический аналог ультрамелкозернистого структурного состояния. Руководствуясь подобными соображениями, нетрудно было прийти к весьма необычному для практического и теоретического материаловедения выводу о том, что, в принципе, посредством одной только пластической деформации, не прибегая к каким-либо рекристаллизационным процедурам, можно превращать исходно средне и крупнозернистые поликристаллы, а также монокристаллы в ультра мелкозернистые (УМЗ) поликристаллические материалы со средним поперечным размером зерна $D^{gr} \approx 0,2 \text{ мкм}$].

В последующие годы были разработаны технологии, позволяющие реализовать эту идею. На их основе были получены разнообразные УМЗ материалы. Структура и физико-механические свойства таких материалов были подробно изучены и документированы в многочисленных публикациях и обзорах. Однако, несмотря на прогресс в деле создания УМЗ материалов, до сих пор остаётся много вопросов относительно физической природы процессов, происходящих в ходе ИПД. В частности:

- какие именно элементарные механизмы структурообразования ведут процесс фрагментации,
 - каким образом и с какой точностью можно их идентифицировать и определять соответствующие парциальные вклады,
 - каким образом можно влиять на зависимости $\theta_{mean}^{fr}(\varepsilon)$ и $\eta_{hab}^{fr}(\varepsilon)$.
 - можно ли предсказать величину ε_c и как можно влиять на неё.
- В докладе эти вопросы исследуются с помощью недавно разработанного нами] метода компьютерного моделирования функций распределения разориентировок в ансамблях границ ДП. В качестве конкретного примера проанализированы структурные состояния, типичные для локальных сильно деформированных участков приконтактной зоны соединения листовых заготовок технической чистой меди, полученного сваркой взрывом.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ МАТЕРИАЛЬНЫХ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ ПРИ α - ε МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ ДЛЯ СЛУЧАЯ ТРАНСФОРМАЦИИ ПЛОСКОСТИ $\{112\}_\alpha$ В БАЗИСНУЮ $\{0001\}_\varepsilon$

Кашенко М.П.^{1,2}, Чашина В.Г.^{1,2}

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

²Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
mpk46@mail.ru

В динамической теории мартенситных превращений (МП) в сплавах железа [1, 2], наличие однозначно связанных макроскопических признаков (габитус, ориентационные соотношения (ОС), макросдвиг) является отражением действия управляющего волнового процесса (УВП). В частности, для прямого (при охлаждении) ОЦК-ГПУ ($\alpha - \varepsilon$) МП в титане УВП инициирует плоскую деформацию растяжения - сжатия плоскостей $\{011\}_\alpha$, приводя к материальным ОС (МОС):

$$\{011\}_\alpha \parallel \{0001\}_\varepsilon, \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \wedge \langle 11\bar{2}0 \rangle_\varepsilon = \Delta\varphi_1(\varepsilon). \quad (1)$$

В (1) малая разориентации $\Delta\varphi_1(\varepsilon)$ направлений зависит от отношения скоростей волн ε в исходной фазе [3] ($\Delta\varphi(\varepsilon) = 0$ соответствует ОС Бюргерса). Существенно, что входящая в ОС плоскость $\{011\}_\alpha$ практически ортогональна к габитусу, близкому к $\{43\bar{3}\}_\alpha$. Согласно [4], имеется возможность динамической перетасовки плотноупакованных плоскостей, приводящая к ГЦК-ГПУ ($\gamma - \varepsilon$) МП либо к $\varepsilon - \gamma$ МП без изменения макроскопических морфологических признаков. Значит, если ОЦК - ГЦК МП происходит через промежуточную ГПУ фазу, то возникает канал реализации МОС1:

$$\{011\}_\alpha \parallel \{111\}_\gamma, \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \wedge \langle 01\bar{1} \rangle_\gamma = \Delta\varphi_1(\varepsilon). \quad (2)$$

Заметим, что (2) при $\Delta\varphi_1=0$ переходят в идеальные ОС Курдюмова - Закса (К-3), важно также, что при типичных значениях ε величина $|\Delta\varphi_1(\varepsilon)| \leq 0.5^\circ$. Напомним, что ОС К-3 в ходе прямого $\gamma - \alpha$ МП в сплавах железа для свежееобразованного мартенсита, строго говоря, не наблюдаются, так как имеет место отклонение (около 1°) от параллельности плоскостей $\{011\}_\alpha$ и $\{111\}_\gamma$, а угол разориентации направлений составляет либо $\approx (2-3)^\circ$ (для ОС Гренингера Трояно), либо $\approx 5^\circ$ (для ОС Нишиямы $\langle 01\bar{1} \rangle_\alpha \parallel \langle 11\bar{2} \rangle_\gamma$). Таким образом, близость к идеальным ОС К-3 при обратном $\alpha - \gamma$ МП может указывать на участие в процессе промежуточной ε -фазы, идентифицированной в [5] в ходе относительно медленного нагрева исходного линзовидного мартенсита сплава Fe - 32%Ni. Кроме ОС (1), в качестве дополнительных критериев в пользу варианта $\alpha - \varepsilon - \gamma$ МП выступают тип габитуса, близкий

к $(hh\ell)_\alpha$ при $h < \ell$ (например, $(558)_\alpha$), и ортогональность к габитусу плоскости, входящей в ОС. Можно показать, что величина макросдвига в этом случае не велика (≈ 0.1).

В [5] обнаружены также кристаллы ε - фазы, формирующиеся при нагревании в области двойникового мидриба исходной α - фазы. Поскольку плоскость двойникового параллельна $\{112\}_\alpha$, то в условиях, совместимых с существованием двух двойниковых вариантов тонких мартенситных пластинок, формирование ε - фазы может реализоваться, если УВП инициирует плоскую деформацию растяжения-сжатия плоскостей $\{112\}_\alpha$, превращая их в базисные плоскости $\{0001\}_\varepsilon$ ε -фазы. Уместно напомнить, что плоскости $\{110\}_\alpha$, $\{112\}_\alpha$, $\{123\}_\alpha$ в α -фазе имеют близкие плотности упаковки атомов. Поэтому в областях, где канал плоской деформации наиболее плотных плоскостей α - фазы $\{110\}_\alpha$ не активирован, возможна быстрая трансформация плоскости $\{112\}_\alpha$, хотя и с превышающими значениями деформаций по сравнению со случаем деформации плоскостей $\{110\}_\alpha$. В плоскости $(112)_\alpha$, пара ортогональных направлений $[11\bar{1}]_\alpha$, $[1\bar{1}0]_\alpha$ задает сетку, соседние атомы в узлах которой отстоят, соответственно, на $a_\alpha\sqrt{3}/2$ и $a_\alpha\sqrt{2}$, где a_α – параметр решетки α - фазы. Шестиугольная ячейка из 6 прямоугольных треугольников плоскости $(112)_\alpha$ преобразуется в ячейку из 6 правильных треугольников, если выполнить деформацию растяжения - сжатия вдоль ортогональных направлений, коллинеарных

$$\bar{\xi}_{1\alpha} \parallel [2\sqrt{2} - 3, 2\sqrt{2} + 3, -2\sqrt{2}]_\alpha \text{ и } \bar{\xi}_{2\alpha} \parallel [\sqrt{2} + 1, \sqrt{2} - 1, 1]_\alpha, \quad (3)$$

при выполнении соотношения между деформациями растяжения (ε_1) и сжатия (ε_2):

$$\Gamma = (1 + \varepsilon_1) / (1 - |\varepsilon_2|) = 11 / (4\sqrt{2}) \quad (4)$$

Тогда, на основе [2], для $\alpha - \varepsilon - \gamma$ МП можно ожидать формирования МОС 2:

$$\{112\}_\alpha \parallel \{0001\}_\varepsilon, \parallel \{111\}_\gamma, \langle 11\bar{1} \rangle_\alpha \wedge \langle 01\bar{1} \rangle_\gamma = \Delta\varphi_2(\varkappa) = \varphi_{20} - \varphi_2(\varkappa), \quad (5)$$

$$\varphi_{20} = \arctg[\sqrt{3}/(2\sqrt{2})] - \arctg[\sqrt{3}/(2\sqrt{2}\Gamma)], \quad \varphi_2(\varkappa) = \arctg(\varkappa) - \arctg(\varkappa/\Gamma). \quad (6)$$

Точные значения упругих модулей сплава Fe-32%Ni при температуре начала $\alpha - \varepsilon$ МП не известны. Поэтому для оценок использовались упругие модули $\alpha - \text{Fe}$ при комнатной температуре. Тогда решение уравнения Кристоффеля для квазипродольных волн с волновыми нормальными вдоль направлений (3) дает $\varkappa \approx 1$. В приближении продольных волн в этом случае, согласно [1, 2], имеем $\varepsilon_1 \approx |\varepsilon_2|$, что, с учетом (4), позволяет оценить уровень финальных деформаций $\varepsilon_1 \approx |\varepsilon_2| \approx 0.3208$ в плоскости $(112)_\alpha$. Из (4)-(6) при $\varkappa \approx 1$ следует, что $\varphi_{20} \approx 14^\circ$, $\varphi_2(\varkappa) \approx 17.8^\circ$, и значит $\Delta\varphi_2(\varkappa) \approx 3.8^\circ$. Таким образом, при $\alpha - \varepsilon - \gamma$ МП для кристаллов γ - фазы с МОС2 (5) следует ожидать разориентаций $\Delta\varphi_2(\varkappa)$ между соответственными направлениями $\langle 11\bar{1} \rangle_\alpha$ и $\langle 01\bar{1} \rangle_\gamma$, существенно превышающих $\Delta\varphi_1$ в МОС1 (2). Заметно отличаются и другие морфологические признаки из стандартного перечня: ожидаемые ориентации габитусов в приближении целочисленных индексов близки к $\{16\bar{1}8\}_\alpha \sim \{1\bar{1}0\}_\alpha$, причем плоскость $\{112\}_\alpha$, входящая в МОС2, ортогональна плоскости габитуса, а величина макросдвига составляет ≈ 0.32 .

Полученные два набора стандартных макроскопических морфологических признаков относятся к механизму $\alpha - \varepsilon - \gamma$ МП и позволяют обеспечить надежную дифференциацию от γ - кристаллов, формирующихся путем $\alpha - \gamma$ МП без промежуточной ε - фазы. Для полноты идентификации наблюдаемых кристаллов γ - фазы количество представительных наборов морфологических признаков должно быть расширено, поскольку возможности старта обратного $\alpha - \gamma$ МП с возбуждением начальных (колебательных) возбужденных состояний, порождающих УВП, шире, чем в случае прямого $\gamma - \alpha$ МП, особенно при учете участия промежуточной ε - фазы. Так, например, пары ортогональных продольных волн, с нормальными вдоль осей симметрии четвертого порядка, задавая габитусы $\{110\}_\alpha$, способны инициировать деформацию плоскостей $\{001\}_\alpha$ и их трансформацию в плоскости $\{0001\}_\varepsilon$, обеспечивая параллельность плоскостей $\{001\}_\alpha$, $\{0001\}_\varepsilon$ и $\{111\}_\gamma$ в МОС3. Для

убедительного сопоставления результатов динамического анализа и экспериментальных данных, с одной стороны, требуется знание упругих модулей при подходе к температуре начала превращения, а с другой стороны, повышение точности измерений углов разориентации характерных кристаллографических направлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (номер проекта 14-08-00734).

[1] Кащенко М.П., Чащина В.Г. УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345–364.

[2] Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ. 2009. 98 с.

[3] Кащенко М.П., Чащина В.Г. ФММ. 2008. Т. 106. № 1. С. 16–25.

[4] Чащина В.Г. Известия вузов. Физика. 2009. № 7. С. 92-94.

[5] Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А., Валиуллин А.И., Клюкина М.Ф. ФММ. 2014. Т. 115. № 7. С. 704–715.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФРАГМЕНТАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Свирина Ю.В., Перевезенцев В.Н., Сарафанов Г.Ф.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород
svirina@phys.unn.ru

Проведено компьютерное моделирование самосогласованной динамики дислокационного ансамбля в упругих полях мезодефектов (дисклинаций, диполей дисклинаций и плоского скопления дислокаций ориентационного несоответствия), наведенных на границы и стыки зерен пластической деформацией. Рассмотрены элементарные процессы фрагментации, а именно формирование оборванных субграниц и полос переориентации. Показано, что движущей силой процесса фрагментации является понижение энергии системы вследствие перераспределения дислокационного ансамбля в полях первичных мезодефектов. Установлено, что субграницы представляют собой динамические образования, устойчивые к снятию внешней нагрузки. Проанализированы процессы формирования и эволюции разориентированных дислокационных структур в полосах сдвига в монокристаллах. Показано, что дислокационные скопления, формирующиеся на пересечении полос сдвига играют роль первичных мезодефектов, в полях которых происходит формирование субзерен внутри первичной полосы. Показано, что эволюция малоугловых границ в среднеугловые происходит вследствие подавления активной пластической деформации внутри субзерна упругими полями мезодефектов, возникающих в стыках субзерна в результате рассогласования пластических разворотов по отдельным его границам. Проведен анализ условий возникновения фрагментов со средне- и большеугловыми границами в полосах сдвига.

О МЕЖАТОМНЫХ СИЛАХ В КОНДЕНСИРОВАННЫХ ВЕЩЕСТВАХ

Титоров Д.Б.

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

Структурными составляющими нанообъектов конденсированных веществ - нанокристаллов и молекул являются атомы, сцепленные (связанные) между собой (по современным представлениям) разными типами межатомных связей: ионным, ковалентным, металлическим, водородным и др. При описании разных типов межатомных связей анализируется энергетика взаимодействия атомов, но не акт самого сцепления атомов.

Поскольку атом имеет массу, необходимы силы, которые смещают его в конкретную точку пространства, например, в узел кристаллической ячейки или молекулы, и удерживают его в этой точке. Соответственно, возникают вопросы о том, как возникают и действуют силы, которые:

- смещают каждый атом в конкретном именно для него направлении, и на конкретное именно для него расстояние и, в результате, сближают атомы до определенного расстояния между центрами атомов;
- выстраивают атомы в определенном порядке, соответствующем определенной кристаллической или молекулярной атомарной структуре;
- удерживают атомы на определенном между собой расстоянии, и обеспечивают стабильность кристаллической или молекулярной атомарной структуры;
- смещают каждый атом при перестройке кристаллической или молекулярной структур.

Чтобы ответить на такие вопросы, необходимо попытаться представить атом, как часть (элемент) классической физико-механической системы. Но в современной физике “конденсированного состояния” атом не рассматривается как классическая частица. Тем не менее, каждый атом имеет определенную массу. Атом нейтрален, так как сумма его внутренних и внешних электронов равна числу протонов. И при неопределенных, по современным представлениям, границах самих атомов, расстояния между их центрами и их взаимное пространственное положение в конденсированных веществах (в материалах) экспериментально могут быть определены с большой точностью.

Автором [1, 2] показано, что моделирование формирования разнообразных кристаллических структур (решеток) возможно плотной упаковкой взаимно проникающих сферических (в общем случае эллипсоидных) тел. В каждом из таких тел есть внутренняя область и внешняя оболочка. При сближении таких тел их внешние оболочки могут взаимно проникать, но только парно. Проникновение во внутренние области запрещено.

В результате парного взаимного проникновения из атомов возникает конденсированное вещество. Между частью заряда внешних электронов, распределенного на проникшем куполе, и не нейтрализованным внутренними электронами зарядом протонов атома, в который этот купол проник, возникает электростатическая сила притяжения. Ее величина зависит от расстояния между куполом и ядром, а так же от размера купола и числа протонов, не нейтрализованных внутренними электронами. Между куполами, проникшими в один атом, возникают электростатические силы отталкивания. Их значения зависят от размеров проникших куполов и их взаимного расположения в атоме, в который они проникли.

В докладе показаны примеры возникновения межатомных сил при сближении и взаимном проникновении атомов, их преобразование и действия на примере упругих деформаций, движения межкристаллитных границ и фазовых преобразований.

[1] Титоров Д.Б. Моделирование кристаллических структур из сферических тел с взаимно проникающими оболочками. Поверхность. 2003. № 6. С. 93-98.

[2] Титоров Д.Б. Самоорганизация атомов в наноструктуры. Материаловедение. 2011. № 12. С. 2-10.

ВЛИЯНИЕ РЕЛЬЕФА НА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ НА КАЧЕСТВО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

При сварке давлением твердофазное соединение образуется в результате диффузионных процессов и пластической деформации в зоне соединения, которые в значительной степени определяются физико-механическими свойствами свариваемых разнородных материалов [1]. Условия протекания деформации приконтактных объемов, такие как степень и скорость деформации, время сварки, структурные превращения при деформации и нагреве влияют на качество и эксплуатационные свойства сварного соединения. Однако при сваривании деталей с большими контактными поверхностями нередко образуются застойные зоны, где напряженное состояние близко к гидростатическому давлению и пластическая деформация не происходит, так как для ее протекания необходимо наличие сдвигающих усилий. Одним из решений данной проблемы является нанесение рельефа (например, проточек) на свариваемых поверхностях с целью обеспечения локальной пластической деформации в зоне соединения [2,3]. При исследовании влияния рельефа на процесс сварки целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет проанализировать все аспекты данного технологического процесса. Во-первых, моделирование дает возможность судить о качестве полученного соединения в образце, в частности, все приконтактные объемы должны быть заполнены. Во-вторых, по результатам моделирования можно определить геометрические параметры образца, такие как размер, форму и местоположение проточек. В-третьих, в результате моделирования определяются временные характеристики процесса – скорость деформирования и время сварки.

В данной работе методами конечно-элементного моделирования было исследовано влияние рельефа свариваемых поверхностей на качество готового твердофазного соединения при сварке давлением разнородных жаропрочных материалов.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке (плоское деформированное состояние) с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Исследовались составные образцы с геометрическими размерами элементов по осям X и Y 18x5 мм. При расчете рассматривалась половина всего образца с учетом плоскости симметрии на левой границе расчетного блока (рис. 1). В качестве материала для верхнего элемента образца был выбран деформируемый жаропрочный сплав ЭК61 в ультрамелкозернистом состоянии, для нижнего – интерметаллидный сплав ВКНА-4У. Отметим, что сплав ЭК61 в ультрамелкозернистом состоянии является намного более пластичным, чем литой интерметаллидный сплав ВКНА-4У, который при выбранных условиях деформации практически не деформируется.

Были рассмотрены задачи, при которых на поверхность свариваемого элемента образца, наносились проточки. Изучались три сочетания поверхностей свариваемых образцов: образец I – обе свариваемые поверхности плоские (рис. 1, а); образец II - верхний элемент имел плоскую свариваемую поверхность, а нижний элемент имел рельеф высотой 0,5 мм (рис.1, б); образец III – верхний элемент имел плоскую свариваемую поверхность, а нижний элемент имел рельеф с различной высотой проточек: от 0,9 (в середине образца) до 0,5 мм (периферия образца) (рис. 1, в).

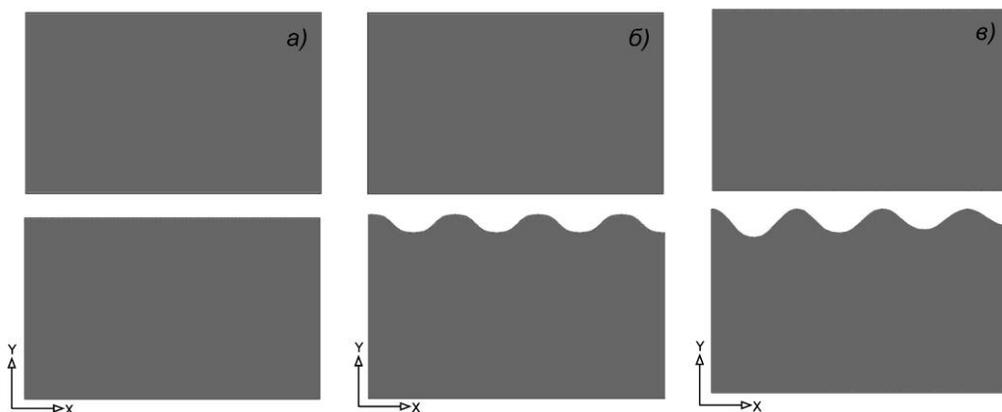


Рисунок 1. Конечноэлементная модель свариваемого образца: а) образец I – обе свариваемые поверхности плоские, б) образец II – только нижний элемент имеет на свариваемой поверхности рельеф высотой 0,5 мм, в) образец III – нижний элемент имеет на свариваемой поверхности рельеф с различной высотой проточек: от 0,9 (в середине образца) до 0,5 мм (периферия образца). Представлена половина расчетного блока с плоскостью симметрии на левой грани.

В работе проведено конечноэлементное моделирование пластического течения материала в зоне контакта двух поверхностей, свариваемых в твердой фазе при повышенных температурах. Исследовано влияние рельефа свариваемых поверхностей на интенсивность деформаций и сдвиговые компоненты деформации. Установлено, что из рассматриваемых сочетаний рельефов поверхностей, образец III позволяет наиболее эффективно устранить застойные зоны деформации и, как следствие, повысить качество твердофазного соединения.

[1] Диффузионная сварка разнородных материалов : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / А.В. Люшинский. - М.: Издательский центр «Академия». 2006. 208 с.

[2] Булков А.Б., Сафонов С.В., Балбеков Д.Н., Петренко В.Р., Пешков В.В. Влияние микрогеометрии поверхности на кинетику развития контакта при диффузионной сварке титана // Сварочное производство. 2013. №1. С.14-17.

[3] Валитова Э.В., Мухаметрахимов, М.Х., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А. Влияние профиля поверхности на формирование твердофазного соединения при совместной деформации разнородных никелевых сплавов // Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент. Материалы V международной научно-инновационной молодежной конференции. – Тамбов: Издательство ИП Чеснокова А.В. 2013. С. 98 – 100.

[4] Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры методами интенсивной пластической деформации в никелевом сплаве ХН58МБЮД // Перспективные материалы. 2013. №15. С. 35 – 39.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭФФЕКТА АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Пирожникова О.Э.¹, Лопатин Ю.Г.¹,
Мелехин Н.В.¹, Шотин С.В.¹, Бобров А.А.¹

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

²Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали субмикрокристаллические (СМК) металлы и квазиоднофазные сплавы, полученные методом равноканального углового прессования (РКУП) – медь различной чистоты (М0б, М1, М1ф), никель НП-1, армко-железо, титан ВТ1-00, а также алюминиевый сплав АМгб.

Для определения механических свойств СМК металлов (предела макроупругости σ_0 , физического предела текучести σ_T и коэффициента K_{eff} в уравнении Холла-Петча) использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие [1].

Традиционно предполагается, что зависимость прочностных характеристик СМК металлов от температуры отжига имеет трехстадийный характер – слабое изменение прочности при отжиге ниже температуры начала рекристаллизации ($T_{отж} < T_1$), обусловленное протеканием процессов возврата, быстрое разупрочнение связанное с интенсивным ростом зерен при нагреве СМК металла ($T_1 < T_{отж} < T_2$) и, наконец, слабое изменение прочности при более высоких температурах отжига ($T_{отж} \gg T_2$).

Вместе с тем, анализ литературных данных показывает, что при отжиге некоторых СМК металлов наблюдается эффект аномального упрочнения, заключающийся в повышении прочности СМК металлов при их нагреве до температуры, соответствующей температуре начала рекристаллизации (миграции границ зерен). Этот эффект наблюдался при отжиге СМК Cu [2], Mo [3], Fe [4], Ti [5], Ni [6] и др. Это упрочнение имеет значительный масштаб: например, в СМК армко-железе при отжиге в интервале температур 400-500 °С величина предела текучести возрастает на 50% [4].

При этом следует отметить, что поскольку субструктура при отжиге СМК металлов, как правило, не формируется, то для объяснения наблюдаемого эффекта нельзя использовать традиционные представления [7-9]. Для объяснения причин упрочнения в СМК металлах были высказаны предположения о связи эффекта с процессами образования примесных атмосфер вокруг дислокаций [4], особенностями взаимодействия границ зерен с примесями и легирующими элементами [6] и др., однако до настоящего времени вопрос о механизмах упрочнения остается открытым.

Целью настоящей работы является экспериментальное и теоретическое исследование эффекта аномального упрочнения при отжиге СМК металлов и разработка модели, позволяющей объяснить наблюдаемые закономерности.

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований предела текучести σ_T , предела макроупругости σ_0 и кажущегося коэффициента зернограничного упрочнения K_{eff} в соотношении Холла-Петча ($\sigma_T = \sigma_0 + K_{eff} / \sqrt{d}$) в СМК металлах, полученных методом РКУП. Показано, что в СМК металлах наблюдаются более высокие значения σ_0 и более низкие значения K_{eff} , чем в обычных крупнокристаллических металлах.

Установлено, что характер зависимости предела макроупругости σ_0 и коэффициента K_{eff} от температуры отжига определяется характером процесса рекристаллизации. В случае развития аномального роста зерен при отжиге СМК металлов наблюдается эффект аномального упрочнения и имеет место немонотонная зависимость коэффициента K_{eff} от температуры. В случае обычной рекристаллизации при повышении температуры отжига в СМК металлах наблюдается плавное уменьшение σ_0 и увеличение K_{eff} .

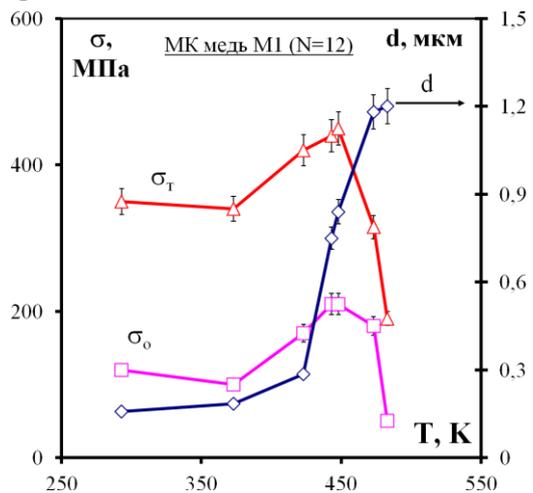


Рисунок 1 – Зависимость предела макроупругости, предела текучести и размера зерна от температуры отжига СМК меди.

предела текучести на 10-50% по отношению к величине предела макроупругости в состоянии после РКУП.

Показано, что эффект аномального упрочнения наблюдается при отжиге вблизи температур, близких к температуре начала рекристаллизации. Установлено, что масштаб повышения предела макроупругости $\Delta\sigma_0(T_{отж})$ существенно превышает масштаб изменения предела текучести $\Delta\sigma_T(T_{отж})$ и твердости $\Delta H(T_{отж})$.

Проведенный сравнительный анализ зависимостей $\sigma_0(T_{отж})$ и $\sigma_T(T_{отж})$ показывает, что, во-первых, поведение зависимостей $\sigma_0(T_{отж})$ и $\sigma_T(T_{отж})$ является некоррелированным, а, во-вторых, температура T_{max} , соответствующая максимуму упрочнения для зависимости $\sigma_T(T_{отж})$, оказывается смещенной в область более низких температур отжига, чем для зависимости $\sigma_0(T_{отж})$.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель влияния процессов возврата и миграции, базирующаяся на представлениях теории неравновесных границ зерен в металлах.

Показано, что эффект аномального упрочнения при отжиге СМК металлов и сплавов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен СМК материалов. Получены выражения, позволяющие связать параметры соотношения Холла-Петча со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Проведено сопоставление результатов численных расчетов, проведенных на базе разработанной модели, с полученными экспериментальными результатами.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

[1] Нохрин А.В. // Деформация и разрушение материалов, 2012, №11, с. 23-31.
 [2] Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Копылов В.И. // Металлы, 2003, №3, с.70-81.
 [3] Корзников А.В., Идрисова С., Носкова Н.И. // ФММ, 1998, т. 85, №3, с.113-117.
 [4] Иванисенко Ю.В., Сиренко А.А., Корзников А.В. // ФММ, 1999, т. 87, №4, с. 78-83.
 [5] Valiev R.Z., Sergueeva A.V., Mukherjee A.K. // Scripta Mater., 2003, v.49, iss. 7, p. 669-674.
 [6] Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов – Новосибирск: Наука, 2001, 232 с.
 [7] Спектор Э.Н., Рахштадт А.Г., Горелик С.С. и др. // ФММ, 1964, т.17, №3, с.445-452.
 [8] Рахштадт А.Г., Рогельберг И.Л., Пучков Б.И. и др. // МиТОМ, 1962, №1, с.45-56.
 [9] Спектор Э.Н., Горелик С.С., Рахштадт А.Г. и др. // ФММ, 1965, т.19, вып.3, с.425-431.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПРИ ЗЕРНОГРАНИЧНОМ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИИ

Баимова Ю.А.

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
julia.a.baimova@gmail.com

Среди механизмов деформации наноструктурных материалов при повышенных температурах зернограничное проскальзывание приобретает доминирующую роль, а его кооперированный характер все отчетливее проявляется с уменьшением размера зерен. Многочисленными экспериментами подтвержден установленный ранее эффект самоорганизации КЗГП, обеспечивающий согласованный сдвиг в поликристалле по большому числу границ зерен без нарушения сплошности материала. Эффект самоорганизации КЗГП заключается в увеличении углов между границами зерен в тройных стыках и выстраивании границ в общую плоскость сдвига за счет таких процессов, как локальное внутриверное скольжение и миграция границ. Моделирование методом молекулярной динамики позволяет детально представить происходящие процессы, как на мезо-, так и на атомном уровне.

Рассматривался двумерный гексагональный кристалл, примитивная ячейка которого опирается на векторы трансляции $\mathbf{w}_1 = (a, 0)$, $\mathbf{w}_2 = (a/2, a\sqrt{3}/2)$, где a – параметр решетки. Используемый хорошо апробированный межатомный потенциал, приведен в работах [1-3]. Расчетная ячейка имеет форму правильного ромба с наложенными периодическими граничными условиями.

Зернограничное проскальзывание наблюдалось нами на примере поликристалла, подвергнутого сдвиговой деформации. Пример одной из исследованных структур показан на рис. 1. Как видно из рис. 1, в поликристалле при больших пластических деформациях происходит активное измельчение зерен, а так же образование полос зернограничного проскальзывания. Более того, в структуре четко прослеживается стремление к кооперированному сдвигу по определенным направлениям. Однако, детально исследовать поведение границ зерен и других дефектов, а также протекание зернограничного проскальзывания гораздо легче на примере бикристалла, где рассматривается поведение и миграция одной границы зерна. В данной работе был исследован бикристалл со специальной границей $\Sigma 3$, где легко можно проследить миграцию отдельных участков границы, зарождение дефектов кристаллической структуры и формирование участков с различной ориентацией границы двух кристаллитов.

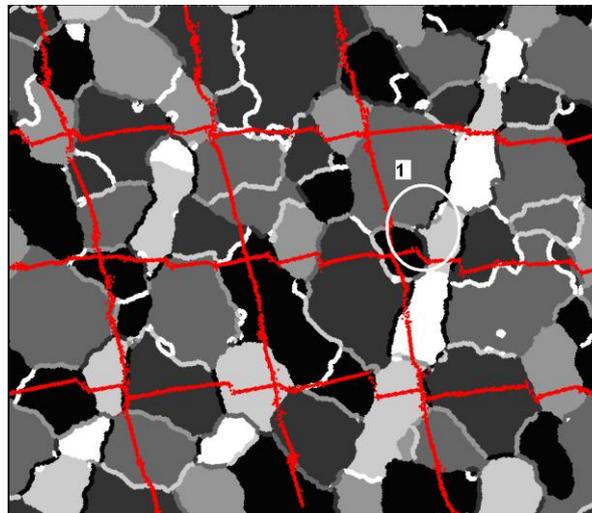


Рис. 1. Пример исследуемого поликристалла при сдвиговой деформации 0.25.

Результатом данной работы стало исследование границ зерен и дефектов методом молекулярной динамики на примере поликристаллического образца, а также бикристалла. Было показано, что при приложении пластической деформации происходит активная миграция границ зерен, зарождение дефектов, а так же преодоление препятствий в результате активации кооперированного зернограничного проскальзывания. Метод молекулярной динамики и данная двумерная модель позволяет дать объяснение многим процессам, происходящим в границах зерен при пластической деформации.

В докладе представлены результаты исследований, изложенных в работах [1-3].

[1] Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. Динамика мезоуровневых структур в двумерном поликристалле при активной пластической деформации. Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 6. С. 53-72.

[2] Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Назаров А.А. Моделирование влияния схемы деформирования на эволюцию структуры двумерного нанокристалла. Известия высших учебных заведений. Физика. 2010. Т. 53. № 3-2. С. 14-18.

[3] Baimova, Julia A.; Dmitriev, Sergey V. High-energy mesoscale strips observed in two-dimensional atomistic modeling of plastic deformation of nano-polycrystal Comp. Mater. Sci. 2011. V. 50. N 4. P. 1414-1417.

ФРАКТАЛЫ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Пушкин М.С.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург,
limon.5ddd@yandex.ru*

Проведен поиск фракталов внутри переходной зоны соединения, полученного сваркой взрывом. Изучены поверхности раздела (плоские, волнообразные) соединений, получаемых сваркой взрывом. Реальный ландшафт поверхности раздела включает в себя трехмерные неоднородности: выступы и зоны локального расплавления. Электронно-микроскопические изображения дают двумерные сечения поверхности раздела. Им соответствует двумерный фрактальный ландшафт, характеристики которого могут быть рассчитаны. Набор наблюдаемых фракталов включает в себя острова разного цвета, мультифракталы, кластеры, береговую линию. Острова являются следствием неоднородностей поверхности раздела. Обнаружена связь между островами разного цвета, приводящая к образованию комплексов островов (мультифракталов). Вычислена фрактальная размерность островов для плоской границы и размерность береговой линии для волнообразной границы.

Рассматривается совокупность островов, которые являются продольными сечениями поверхности раздела в случае плоской границы. Для каждого острова вычисляется площадь A и периметр L . Согласно [1, 2], для фрактальных объектов выполняется соотношение $\log A \propto \frac{2}{D} \log L$

[1, 2]. Параметры островов определяются на основе данных по структуре соединения Cu-Ta[3]. На рис. 1 для белых островов приведена зависимость $\log A$ от $\log L$, которая может быть аппроксимирована прямой линией 1. На врезке к рис. 1 показано, как по многочисленным точкам построена линия 1. Сам факт, что результаты измерения укладываются на одну и ту же линию, является, в определенной степени, свидетельством фрактального характера островов. Каждый остров является одной точкой. Аналогично результаты измерения для серых островов укладываются на одну и ту же линию 2. Зная тангенс угла наклона, равный $2/D$, вычисляем величину D . С учетом погрешности получаем: для островов тантала $D = 1.68 \pm 0.07$, для зон

локального расплавления $D = 1.58 \pm 0.06$. Линия 3 относится к внутреннему строению серых островов и дает размерность nanoостровов тантала, которая составляет примерно 1.44 ± 0.03 .

Прямая линия 4 соответствует зависимости площадь–периметр для круглых островов. В этом случае $D=1$. Как видно из сравнения линий 1, 2 с линией 4, при фиксированном значении площади A соответствующее значение периметра L меньше для круглых островов. Как видно из рис. 2, такое различие возникает за счет отличия очертания островов от окружности. В результате для островов тантала и зон локального расплавления величина $2/D$ меньше, а величина D больше, чем для круглых островов. Это означает, что увеличение размерности может быть достигнуто как за счет вытянутости островов, так и за счет их изрезанности. Изрезанность

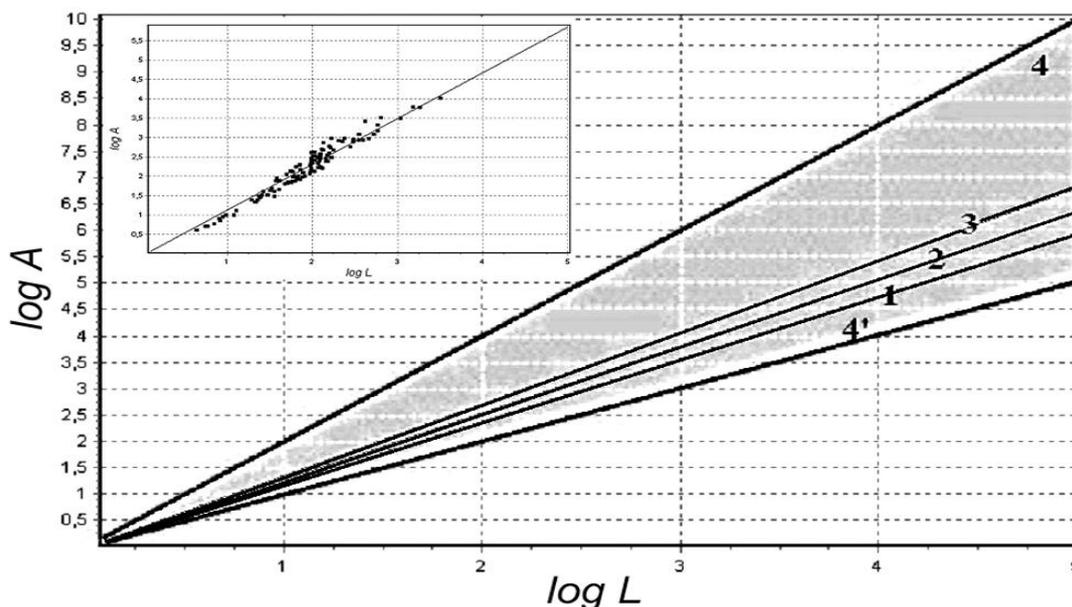


Рис.1. Cu-Ta, плоская граница, продольное сечение: зависимость площадь–периметр для островов тантала (линия 1), зон локального расплавления (линия 2), nanoостровов тантала (линия 3), круглых островов (линия 4); на врезке: линия 1 построена по точкам (точка–остров); линия 4' соответствует предельному значению размерности, равному двум, для двумерных фрактальных объектов.

белых островов тантала, определяющая наибольшую из достигнутых размерность D , помогает выступам наиболее эффективно выполнять роль “клиньев”, связывающих контактирующие материалы. Как видно из сравнения рис. 2а и 2б, серые острова являются менее изрезанными, чем белые. Это обусловлено тем, что они могут расплываться, пока не застыли. В результате серые острова имеют меньшую размерность по сравнению с белыми.

При громадном количестве посвященных островам работ, острова разного цвета, по-видимому, большая редкость. Но именно такие острова неизбежно возникают при взаимопроникновении разнородных материалов в процессе сварки взрывом. Анализ распределения островов на многочисленных СЭМ изображениях поверхности раздела показал, что в большинстве случаев белые и серые острова объединены в комплексы. Расчет размерности островов, входящих в состав комплексов, показал лишь незначительное отличие от полученных выше значений размерности.

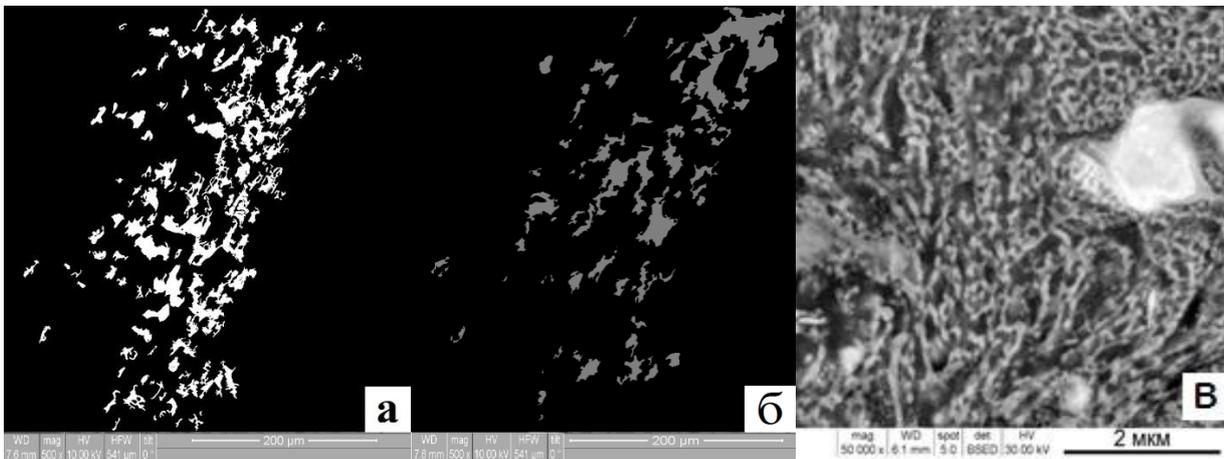


Рис.2. Острова, соответствующие рис. 1: *а* - острова тантала; *б* - зоны локального расплавления, в – наноострова тантала.

Фрактальный анализ впервые позволил выявить связь двух процессов: разлета частиц и локального расплавления. Именно образование и разлет частиц в первую очередь провоцируют локальное расплавление, благодаря трению между частицами и их окружением. Подтверждением этого является наблюдение комплексов, состоящих из островов разного цвета (мультифракталов).

[1] Б. Мандельброт. Фрактальная геометрия природы. М.: Институт компьютерных исследований, 2002. 656 с.

[2] Е. Федер. Фракталы. М.: Мир, 1991. 254 с.

[3] В.А. Greenberg, М.А. Ivanov, V.V. Rybin et al. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu–Ta, Fe–Ag, Al–Ta) // Materials Characterization. 2013. V. 75.P. 51.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЭВКТЕКТОИДА В СПЛАВЕ U-1.5%Mo

**Кабанова И.Г.¹, Клюкина М.Ф.¹, Сагарадзе В.В.¹,
Печеркина Н.Л.¹, Зуев Ю.Н.²**

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

kabanova@imp.uran.ru

С помощью электронной микроскопии исследованы образцы сплава U-1.5 %Mo со структурой эвтектоида, состоящего из пластин обеднённой по Mo α -фазы (α -U) и упорядоченной γ' -фазы U_2Mo в соответствии с фазовой диаграммой [1]. Представляло интерес определить ориентационные соотношения (ОС) между составляющими эвтектоида в сплаве U-Mo (аналогично, например, ОС Багаряцкого в перлите сплава Fe-C). Фольги для электронной микроскопии после травли поверхностного слоя толщиной около 10 мкм (для удаления окисленных участков) отжигали в вакууме $\sim 10^{-6}$ торр при 1000°C, 30 мин, и закаливали путем охлаждения вакуумированной кварцевой трубки с образцами в воде. Последующие термические обработки варьировали по температурам нагрева и скоростям охлаждения.

Колонии эвтектоида наблюдали в образцах, закалённых от 1000°C в воде, что связано с недостаточно быстрым охлаждением образцов в вакуумированной трубке. Эвтектоидный распад проходил в приграничных областях зёрен, а внутри зёрен γ -фазы образовывался α' -мартенсит. После отпуска при 540°C сохранялись эвтектоидные колонии и формировалась структура отпущенного мартенсита (α -U).

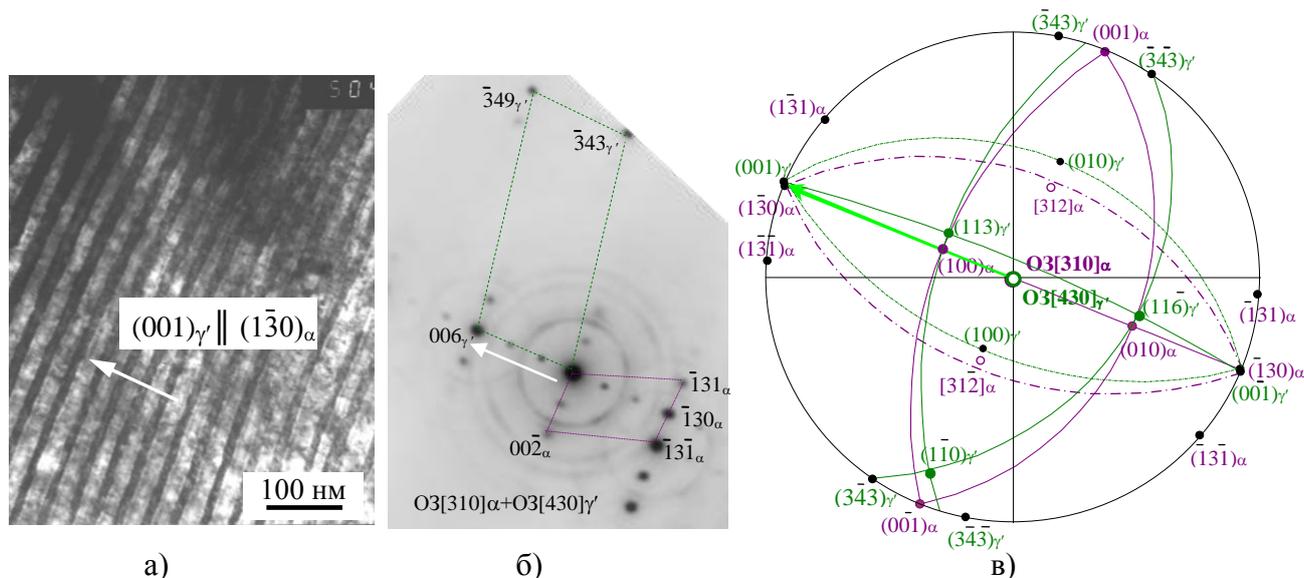


Рис. 1. Сплав U-1.5%Mo, закалка от 1000°C + отпуск при 540°C, 4ч; пример 1. а - структура, б – электронограмма с расшифровкой, в – совместная стереографическая проекция O3[310]α + O3[430]γ'

Расшифровка микродифракций и последующий кристаллографический анализ эвтектоида (рис.1а) с использованием стереографических проекций показали следующее:

1) между фазами α -U, с орторомбической решёткой, и γ' -U₂Mo, с тетрагональной решёткой, в эвтектоиде выполняются ориентационные соотношения (ОСэ) :

$$(100)_{\alpha} \parallel (113)_{\gamma'}, (010)_{\alpha} \parallel (11\bar{6})_{\gamma'}, (001)_{\alpha} \parallel (\bar{1}10)_{\gamma};$$

2) плоскости пластин в колониях эвтектоида параллельны плоскостям $(001)_{\gamma'} \parallel (\bar{1}\bar{3}0)_{\alpha}$, из которых $(001)_{\gamma'}$ параллельна плоскостям атомного упорядочения.

Полученные ориентационные соотношения аналогичны известным [2,3] в сплавах U мартенситным ориентационным соотношениям (ОСм) :

$$(100)_{\alpha'} \parallel (111)_{\gamma}, (010)_{\alpha'} \parallel (11\bar{2})_{\gamma}, (001)_{\alpha'} \parallel (\bar{1}10)_{\gamma}$$

между исходной γ -фазой с ОЦК решёткой и α' -мартенситом с орторомбической решёткой, если предположить замену фаз: $\alpha \rightarrow \alpha'$ и $\gamma' \rightarrow \gamma$.

Отметим, что в сплаве U- 1.5вес.%Mo параметры орторомбических решёток - α' -мартенсита (U-Mo) и α -фазы (U) не намного различаются между собой: 2.860 \rightarrow 2.854 Å, 5.800 \rightarrow 5.870 Å и 4.960 \rightarrow 4.955 Å, соответственно; точно также как и параметры ортогональных решёток – исходной γ -фазы (ОЦК) и γ' -фазы U₂Mo (ОЦТ): 3.481 Å \rightarrow 3.420, 9.859 Å (3 \times 3,286 Å).

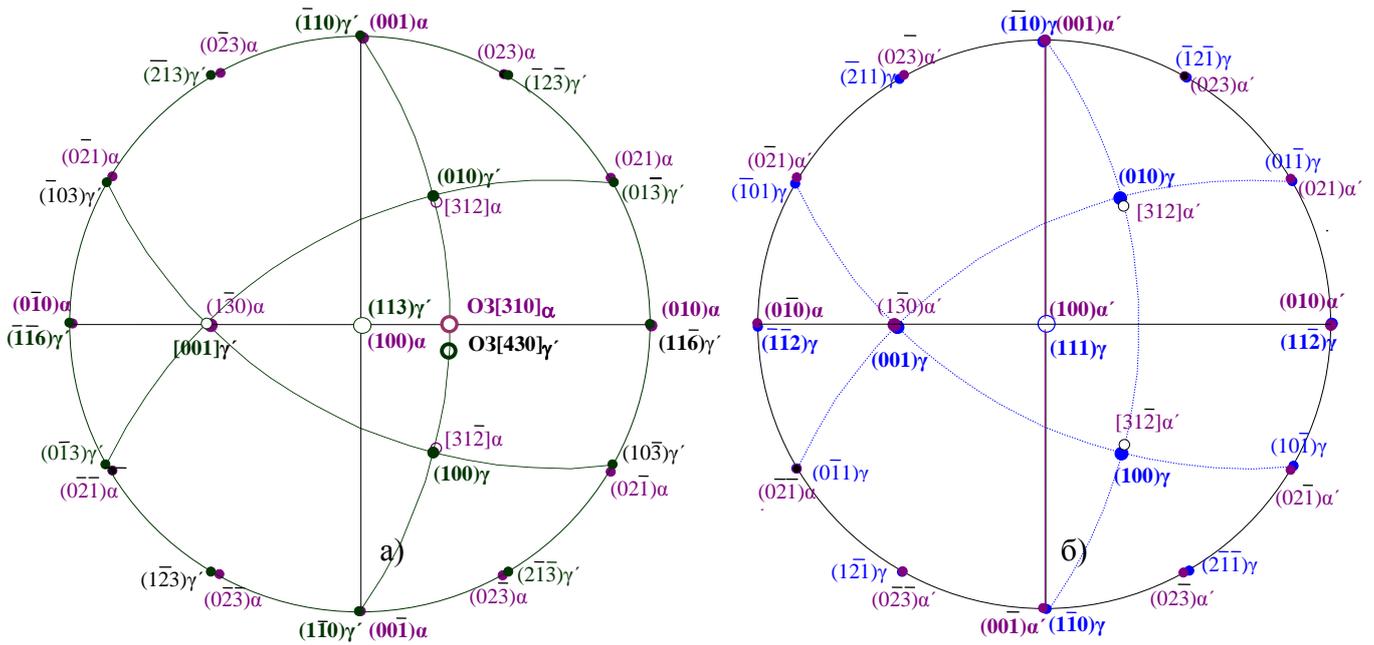


Рис.2. Совмещенные стереографические проекции полюсов плоскостей: а – $(100)_\alpha \parallel (113)_{\gamma'}$, б – $(100)_{\alpha'} \parallel (111)_\gamma$ при выполнении экспериментально определённых ОСэ в эвтектоиде сплава U-1.5%Мо и хорошо известных ОСм в мартенсите сплавов U-Мо (U-Nb), соответственно. Стандартная установка $\alpha(\alpha')$ -фазы.

Из сравнения двух типов ОС следует, что упорядоченная γ' -фаза (U_2Mo), единичная ячейка которой отличается от ОЦК-ячейки исходной γ -фазы утроенным параметром по высоте (ось упорядочения c), с одновременным сжатием по оси c на $\sim 5.5\%$ и по осям a, b на $\sim 1.8\%$, – сохраняет параллельность направлений главных осей a, b, c в своей решётке относительно решётки исходной γ -фазы, как это видно из сравнения совместных стереографических проекций для двух видов ориентационных соотношений ОСэ и ОСм, рис.2. Но именно ось тетрагональности c $[001]_{\gamma'}$ (рис.2а) занимает кристаллографически неэквивалентное положение в ОСэ, что снижает число кристаллографически эквивалентных вариантов эвтектоидного распада в сравнении с образованием α' -мартенсита – от 24 до 8.

[1] Сокурский Ю.Н., Стерлин Я.М., Федорченко В.А. Уран и его сплавы. М.: Атомиздат, 1971. С. 173.

[2] Field R.D., Thoma D.J., Dunn P.S., Brown D.W. and Cady C.M., Phil. Mag., 2001, V. A 81, P.1691–1724.

[3] Zuev Yu.N., Sagaradze V.V., Rykovanov G.N., Pecherkina N.L., Kabanova I.G., Svyatov I.L., Bondarchuk S.V., and Belyaev D.V. The Physics of Metals and Metallography, 2013, V. 114, No. 13, P. 1097–1128.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ПЕРЕДАЧИ ДЕФОРМАЦИИ ЧЕРЕЗ Fe/Fe₃C МЕЖФАЗНУЮ ГРАНИЦУ В ТОНКОПЛАСТИНЧАТОМ ПЕРЛИТЕ

Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р.

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

Высокоуглеродистые высокопрочные перлитные стали имеют как широкое промышленное применение [1-3], так и многочисленные научные исследования их структуры и свойств. В первоначальных исследованиях механизмов деформации и микроструктуры в перлитных проволоках высокие прочностные свойства сталей связывали с малым расстоянием между ламелями цементита в предположении, что цементит действует как барьер для скольжения дислокаций подобно границам зерен в поликристаллическом железе [1, 3]. Существующие в настоящее время модели деформации пластинчатого перлита не рассматривают процессы, происходящие на поверхности раздела феррит/цементит, хотя, аналогично границам зерен, геометрия межфазных границ, тип действующей плоскости скольжения дислокаций, характер дислокаций в ферритной фазе, а также уровень напряженного состояния играют важную роль в определении возможности передачи вектора Бюргерса через границу. При рассмотрении кристаллогеометрических особенностей передачи деформации через межфазные границы феррит/цементит мы воспользовались теми критериями, которые были разработаны для механизмов передачи скольжения через границы зерен Lee с соавт. [4-6] (LRB критерии):

- (1) Угол между линиями пересечения входящих и испускаемых плоскостей скольжения вблизи плоскости границы зерна должен быть как можно меньше.
- (2) Величина вектора Бюргерса дислокаций, остающихся на границе зерна после пересечения границы, должна быть небольшой.
- (3) Результирующее напряжение сдвига, действующее на испускаемые дислокации, должно быть высоко.

Хорошо известно, что в пластинчатом перлите существуют ориентационные соотношения, связывающие структурные составляющие перлита – феррит и цементит (обсуждение возможных типов ориентационных соотношений в перлите дано, например, в [7]). Для тонкопластинчатого перлита, получаемого при относительно низких температурах фазового превращения, чаще всего реализуются ОС Багаряцкого и ОС Исайчева, существенно отличающиеся только типом габитусной плоскости.

ОС Багаряцкого: $[100]_C \parallel [0\bar{1}1]_F$; $[010]_C \parallel [1\bar{1}\bar{1}]_F$; габитусная плоск.- $(001)_C \parallel (211)_F$ (1)

ОС Исайчева: $[010]_C \parallel [1\bar{1}\bar{1}]_F$; $(103)_C \parallel (101)_F$; габитусная плоск. – $(101)_C \parallel (1\bar{1}2)_F$ (2)

Реакции перестройки дислокаций на межфазной границе Fe/Fe₃C изучены с учетом ориентационных соотношений (1) и (2). Плоскости скольжения и векторы Бюргерса возможных дислокаций в цементите предложены на основании атомистического моделирования γ - поверхностей ряда плоскостей в цементите [8-10]. Особое внимание обращено на локальные минимумы вблизи сдвигов, соответствующих возможным векторам Бюргерса дислокаций в цементите. В точках локального минимума проводилась релаксация кристаллита с дефектом упаковки, и определялось значение его энергии с учетом смещений атомной решетки вблизи плоскости дефекта упаковки. Из графика зависимости энергии поверхностного дефекта от величины сдвига, параллельного вектору Бюргерса полных или частичных дислокаций, осуществляющих пластическую деформацию, получено значение энергии нестабильных дефектов упаковки γ_{us} (максимальное значение энергии ДУ вдоль выбранного направления сдвига), которые характеризуют легкость преодоления сопротивления решетки при движении рассматриваемой дислокации. По результатам расчетов были выявлены те плоскости (и сечения), в которых получены наиболее низкие значения энергий стабильных и нестабильных ДУ.

В табл. 1 представлены те системы скольжения $1/2\langle 111 \rangle\{110\}$ и $1/2\langle 111 \rangle\{112\}$ в феррите и линии пересечения плоскостей скольжения с плоскостью межфазной границы в координатах феррита и в соответствии с ОС (1,2) в координатах цементита, для которых возможна передача скольжения через Fe/Fe₃C межфазную границу. Угол отклонения выбранных плотноупакованных плоскостей в цементите отличается от соответствующих плоскостей феррита не более, чем на 5 град. Кристаллографические направления в координатах феррита и цементита отличаются в пределах 2 град., величина остаточного вектора Бюргерса не превышает 0,1 от значения параметра решетки *a*, что лежит в рамках LRB критерия.

Таблица 1. Возможные преобразования систем скольжения феррита на межфазной границе феррит/цементит в соответствии с ОС (1,2)

Системы скольжения	Линия пересечения, ОС Багаряцкого	Линия пересечения, ОС Исайчева
$1/2[\bar{1}11](0\bar{1}1)_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](100)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[\bar{1}11](101)_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](103)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[\bar{1}11](110)_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](\bar{1}03)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[111](0\bar{1}1)_F \rightarrow 0,17[0\bar{1}2](100)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[\bar{1}\bar{1}1](101)_F \rightarrow 0,15[3\bar{1}\bar{1}](103)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[1\bar{1}1](110)_F \rightarrow 0,15[311](\bar{1}03)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[\bar{1}11](211)_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](001)_C$	-	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[\bar{1}11](1\bar{1}2)_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](101)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	-
$1/2[\bar{1}11](12\bar{1})_F \rightarrow 1/2[0\bar{1}0](\bar{1}01)_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$	$[1\bar{1}\bar{1}]_F \rightarrow [010]_C$
$1/2[111](\bar{2}11)_F \rightarrow 0,17[0\bar{1}2](021)_C$	$[0\bar{1}1]_F \rightarrow [100]_C$	$[351]_F \rightarrow [21\bar{2}]_C$

В результате МД моделирования [8-10] было установлено, что в плоскостях (001)_C, (100)_C, (101)_C, (103)_C и (021)_C цементита существуют сравнительно низкие энергии стабильных и нестабильных дефектов упаковки при сдвигах, соответствующих векторам Бюргерса частичных дислокаций в цементите, которые приведены в табл.1. Для остальных 14 систем скольжения феррита, по-видимому, невозможна передача деформации через межфазную границу феррит/цементит. Таким образом, значительная часть всех возможных систем скольжения феррита не пересекают межфазную границу и участвуют в упрочнении ферритной фазы перлита.

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

[1] Embury J.D., Fisher R.M. The structure and properties of drawn pearlite. Acta Metall. 1966. V.14. P.147.

[2] Langford G. Deformation of Pearlite. Metall Trans. 1977. V.8A. P.861.

[3] Sevillano J. Substructure and strengthening of heavily deformed single and two-phase metallic materials J. Phys III 1991. V.1. P.967.

[4] Lee T.C., Robertson I.M. and Birnbaum H.K. Prediction of slip transfer mechanisms across grain boundaries. Scripta Metall. 1989. V.23, P.799.

[5] Lee T.C., Robertson I.M. and Birnbaum H.K. TEM *in situ* deformation study of the interaction of lattice dislocations with grain boundaries in metals. Phil. Mag. A. 1990. V.62. P.131.

[6] Lee T.C., Robertson I.M. and Birnbaum H.K. An *In Situ* Transmission Electron Microscope Deformation Study of the Slip Transfer Mechanisms in Metals. Metall. Trans. A. 1990. V.21. P.2437.

[7] Zhang Y.D., Esling C., Calcagnotto M., Zhao X. and Zuo L. New insights into crystallographic correlations between ferrite and cementite in lamellar eutectoid structures, obtained by SEM-FEG/EBSD and an indirect two-trace method. J. Appl. Cryst. 2007. V.40. P.849.

[8] Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р. ФММ. 2014. Т.115. С.91.

[9] Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Зубкова Т.А. ФММ. 2014 №8 (в печати).

[10] Карькина Л.Е., Карькин И.Н. ФММ. 2014 №8 (в печати).

РОЛЬ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНЫХ СРЕД

Кривошеина М.Н.¹, Туч Е.В.¹, Кобенко С.В.², Козлова М.А.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской Академии Наук, Томск, Россия*

²*Нижевартовский государственный университет, Нижневартовск, Россия*

При построении моделей для численного моделирования процессов деформирования анизотропных материалов необходимо ответить на вопрос: как будет определено напряженное состояние материала в условиях его равномерного деформированного состояния. В области упругих деформаций возможно три варианта моделирования: нахождение зависимости компонент тензора полных напряжений от компонент полных деформаций (или приращений при моделировании динамического нагружения), соответствия шаровой части тензора напряжений шаровой части тензора деформаций или соответствия компонент обобщенной части тензора напряжений шаровой части тензора деформаций. В первом и третьем случаях неравномерность напряженного состояния анизотропного материала определяется анизотропией упругих характеристик материала, во втором – предполагается соответствие равномерного напряженного состояния анизотропного материала равномерному деформированному в области упругих деформаций. При моделировании пластических деформаций анизотропного материала, особенно в области высоких напряжений, возникает необходимость использования в модели уравнения состояния. И соответственно, количество применяемых моделей увеличивается. В первом случае предполагают, что гидростатическому напряжению соответствует равномерное деформированное состояние, а в других случаях равномерному деформированному состоянию соответствуют обобщенные части тензора напряжений, полученные с помощью уравнения состояния и характеристик упругости и пластичности с учетом анизотропии этих характеристик.

В настоящее время в связи с возрастающими возможностями вычислительных машин представлено большое количество разнообразных математических моделей упругопластического деформирования и разрушения анизотропных сред. Численное моделирование упругопластического деформирования и разрушения анизотропных материалов распространяется на задачи статического нагружения или динамического для случаев откольного разрушения преград в одномерной постановке [1-6]. По этой причине пока не представлены параметрические исследования влияния анизотропии различных механических характеристик на процессы деформирования и разрушения элементов конструкций в трехмерной постановке.

В работах [1-4] в качестве безопасного состояния, не приводящего к возникновению пластических деформаций, предлагается использовать обобщенное давление, как функцию от гидростатического напряжения и компонент тензора упругих постоянных или упругих податливостей. В качестве гидростатического напряжения в области упругих деформаций и при переходе от упругой деформации к пластической используют давление, полученное с помощью закона Гука, при пластической деформации – с помощью уравнения состояния. Тензор полных напряжений разлагается не на шаровую и девиаторную части, а на 2 части, одна из которых отвечает только за объемную деформацию, а вторая - только за деформации сдвига. То есть тензор полных напряжений разлагают на обобщенное давление и обобщенный девиатор напряжений, при этом тензор полных деформаций разлагают на шаровую и девиаторную части, так как обобщенному давлению соответствует равномерное деформируемое состояние анизотропного материала. В этих работах условие пластичности записано с использованием обобщенных девиаторов напряжений, связанных с девиаторами деформаций. Для металлов и сплавов, характеризующихся анизотропией упругих, пластических и прочностных свойств, как правило, анизотропия упругих свойств менее выражена, чем анизотропия пластических и прочностных.

В настоящей работе полагается, что равномерному напряженному состоянию соответствует равномерное деформированное состояние. Такое допущение возможно для материалов с небольшой степенью анизотропии. В качестве критерия степени анизотропии здесь принимается тот факт, что при усреднении упругих постоянных по методам Фогта и Рейсса, с целью получения значений упругих постоянных изотропного материала, соответствующего анизотропному материалу, значения упругих постоянных совпадают. Например, для алюминиевых сплавов, отличия значений модулей, Юнга которых достигают 6%, а скоростей распространения волн 3%, значения усредненных упругих постоянных по методам Фогта и Рейсса совпадают с высокой точностью. Приращения девиаторов напряжений определяются с помощью приращений девиаторов деформаций и анизотропии упругих и пластических характеристик материала.

В работе показано совпадение конечных размеров цилиндров (тест Тейлора) из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т, полученных в натурном эксперименте [3,4] и численном расчете, проведенном методом конечных элементов с использованием оригинальной программы в трехмерной постановке. Это подтверждает правомерность такого допущения при численном моделировании ударного нагружения материалов в трехмерной постановке, характеризующихся невысокой степенью анизотропии.

[1] Лукьянов А.А., Пеньков В.Б. О распространении ударных волн в анизотропных материалах. Прикладная математика и механика. Т.73. вып. 4. 2009. С.635-644

[2] Lukyanov A.A. Constitutive behavior of anisotropic materials under shock loading. International Journal of Plasticity. №24. 2008. P.140–167

[3] Panov V. Modelling of Behavior of Metals at High Strain Rates. School of engineering, Cranfield University. PhD thesis. 2006

[4] Vignjevic R., Djordjevic N., Panov V. Modelling of dynamic behavior of orthotropic metals including damage and failure. International Journal of Plasticity. №38. 2012. P.47–85

[5] Edwards M.R., Bourne N.K., Millet J.C.F. The effect of orientation on the spall strength of the aluminum alloy 7010-T6. Proceedings of the Conference of the American Physical Society Topical Group on Shock Compression of Condensed Matter held in Atlanta, Georgia. June 24-29. 2001. P.479-482.

[6] Vuyst T., Vignjevic R., Bourne N.K., Campbell J. Modelling of spall in an anisotropic aluminum alloy. Space Debris. V.2. №4. 2004. P.225-232.

СЕГРЕГАЦИЯ ПРИМЕСИ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ. ПЕРВОПРИНЦИПНЫЙ РАСЧЕТ И МД МОДЕЛИРОВАНИЕ

Кузнецов А.Р., Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Горностырев Ю.Н.

*Институт физики металлов, Екатеринбург, Россия
a_kuznetsov@imp.uran.ru*

Исследовано взаимодействие одиночной примеси замещения с границей зерна (ГЗ) наклона специального и общего типа в сплавах Al-X (X = Mg, Si, Ti) с широкой областью взаимной растворимости с использованием двух методов различного масштабного уровня. Первый из них включал первопринципный расчет полной энергии и структуры кристаллита, содержащего специальную ГЗ и растворенные атомы, методами теории функционала электронной плотности (PAW-VASP). Специальные границы зерен являются преобладающими в структуре хорошо отожженного материала. В мелкозернистом поликристалле более типичными являются ГЗ общего типа, доля которых возрастает в материалах, подвергнутых большой пластической деформации. Такие границы не могут быть исследованы в рамках первопринципных подходов, поскольку для их моделирования требуются очень большие

кристаллиты. Для их моделирования применялся метод молекулярной динамики (МД) при конечных температурах с использованием многочастичных межатомных ЕАМ-потенциалов.

Результаты расчетов позволили выявить роль особенностей электронной структуры примесей и локальных деформаций во взаимодействии элементов замещения с ГЗ. Установлено, что как деформационный, так и электронный (химический) механизмы вносят вклад во взаимодействие растворенного вещества с ГЗ, которое зависит от структурных особенностей ГЗ, локальных деформаций и электронной структуры растворенного атома. Показано, что взаимодействие растворенных атомов с симметричной ГЗ специального типа является короткодействующим и значительно возрастает, когда структура ГЗ становится нерегулярной. В этом случае деформационное взаимодействие становится доминирующим (ГЗ общего типа и неравновесные ГЗ); атомы растворенного вещества сравнительно большого размера сегрегируют на ГЗ, в то время как растворенные атомы сравнительно малого размера отталкиваются от ГЗ. Обсуждается формирование сегрегации в мелкозернистом поликристалле, подвергнутом большой пластической деформации.

Деформационный механизм взаимодействия примеси с ГЗ оказывается доминирующим для Mg и Ti. Однако в случае Si создаваемые примесным атомом деформации весьма малы, и реализуется иная ситуация. Распределение плотности валентных электронов показывает, что примесь Si, имеющая один избыточный электрон по сравнению с Al, образует прочные ковалентные связи Si-Al на ГЗ. Подобное перераспределение электронной плотности отсутствует возле Mg, имеющего на один электрон меньше, чем Al; в этом случае в области примеси наблюдается пониженная электронная плотность, что свидетельствует об ослаблении химической связи. Полученные результаты показывают, что оба фактора – локальные деформации и изменение химической связи играют существенную роль во взаимодействии примеси со специальной ГЗ. При этом, для примесей, склонных принимать электроны со стороны матрицы и имеющих достаточно большой размер, доминирующим является деформационное взаимодействие. В тоже время, для примесей с избыточными электронами существенную роль играет химическое взаимодействие.

Благодарим суперкомпьютерные центры ИММ УрО РАН и Курчатовского института за предоставление вычислительных ресурсов.

ОБРАЗ СТАНДАРТНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В УЧЕБНОМ КУРСЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Михайлов С.Б.¹, Михайлова Н.А.²

¹*Уральский Федеральный Университет,*

²*Уральский Государственный Университет Путей Сообщения,*

Екатеринбург, Россия

msb.immt@jmail.com

Нанотехнологии по формированию особых свойств материалов путём целенаправленного создания и распределения наноразмерных элементов структуры в виде наклёпа бронзовых сплавов, нагрева, закалки и отпуска сплавов железа человечество освоило уже более трёх тысяч лет тому назад. Современный этап развития характеризуется дополнительным осмыслением этих явлений на основе современных представлений о структуре материалов.

При этом, как правило, в качестве инструмента анализа используются разнородные представления о закономерностях формирования свойств, разработанные на основе недостаточно чётких представлениях о структуре и свойствах материалов. Так традиционно в качестве образа макроскопических механических свойств металлических материалов используется диаграмма растяжения стандартного образца.

На основе элементов диаграммы реализуются базовые представления о прочности, пластичности и применимости конкретных материалов. Однако более углублённый анализ

показывает, что методический приём растяжения совместно с протоколом результатов этих измерений является только частным случаем и недостаточно полно отражает физические процессы поведения материалов в случае механического нагружения.

Для разрешения этого несоответствия предлагается более обобщённый образ «механических свойств материалов» сформировавшийся в процессе чтения для студентов металлургических и технологических специальностей курса «Физические и механические свойства материалов» [1...4]. Не отрицая имеющихся представлений, предлагается вариант более обобщённой трактовки свойств материалов на фоне чрезвычайно обширного объема существующей информации по этому вопросу.

Отправным моментом в этом случае является уточнение понятия «СВОЙСТВО», как характеристики материала, на основе которой материал применяется в практической деятельности человека (внешнее определение), учитывая, что под «свойством» понимается характеристика ОТКЛИКА материала на внешнее ВОЗДЕЙСТВИЕ осуществляемое на данный материал (суть понятия).

Последнее утверждение позволяет чётко классифицировать свойства в зависимости от видов внешнего воздействия (механические, физические, эксплуатационные, технологические и стандартно-контрольные) и от видов откликов (упругость, пластичность, разрушение, теплоёмкость, тепловое расширение, намагниченность, магнитострикция, ток, поляризация и т.д.).

Ключевым моментом при формировании любого вида свойств является понятие «СТРУКТУРА» материала. В рамках предлагаемой системы образов материаловедения, применительно к кристаллическим материалам, на наш взгляд, наиболее уместным является использование, предлагаемой нами иерархической модели структуры **« жестких взаимодействующих шаров »**.

В основу модели традиционно положена модель атома в виде «жесткого шара, взаимодействующего с подобными шарами». Последнее утверждение является основой для построения иерархического описания трёх базовых составляющих любых кристаллических структур – идеальный кристалл и двух иерархических систем отклонений от идеала на основе понятий «ОТРЫВ» и «СДВИГ». Для каждого состояния характерен виртуальный треугольник - «этажерка» структурных уровней – атомного → субмикро- → микро- → мезо- → макро. Каждому «этажу» - структурному уровню - соответствует простейший элемент, несущий новое качество и представляющий коллектив простейших элементов более низкого уровня.

Следует отметить, что представляемая модель является достаточной только при рассмотрении механических свойств кристаллической (упорядоченной) структуры материалов. С переходом к рассмотрению физических свойств (за исключением упругих) сказанное переходит в разряд необходимого условия. Достаточность выполняема только при рассмотрении дополнительных элементов структуры материалов. В частности, акустическая модель твёрдого тела необходима при рассмотрении тепловых свойств, модель магнитной структуры твёрдого тела - при рассмотрении магнитных свойств, модели свободных электронов - при рассмотрении электрических свойств твёрдых тел.

В информационном плане **любое свойство является связующим звеном** между откликом структуры и используемым внешним воздействием. Применительно к механическим свойствам в тензорной форме это, тензорное отношение понятий описывающих напряженное и деформированное состояния в точке изучаемой детали.

Отклик на механическое воздействие в виде деформации, в соответствии с тремя выделенными выше структурными факторами (идеал, «сдвиг», «отрыв»), предлагается рассматривать также в виде трёх соответствующих компонент – упругость, пластичность и разрушение. Такое деление резко упрощает представление модели механических свойств. В частности, в рамках макроскопического структурного уровня графическое отображение **контрольно-стандартных механических свойств** в координатах «монотонная нагрузка растяжением – деформация» предлагается использовать три комплекса понятий.

Комплекс проявления **упругости** в виде пропорциональной прямой идеальной упругости в сочетании с пропорциональной прямой реальной упругости проводимой с учётом проявления дефекта модуля, влияния скорости нагружения и ограничений по уровням теоретической прочности («сдвиг» - 0,15G и «отрыв» - 0.1E).

Комплекс проявления пластичности, начинаясь на прямой реальной упругости от уровня предела текучести, представляет условно бесконечную параболическую зависимость, характеризуемую остаточной деформацией в случае полного цикла «разгрузка-нагрузка, динамическим равновесием действующих упрочняющих и разупрочняющих факторов, стадийностью, дискретностью, квазибесконечностью в идеале.

Комплекс проявления разрушения предлагается иллюстрировать виртуальной криволинейной зависимостью развития поврежденности материала при растяжении, проходящей начальный, обратимый и критические уровни. Момент достижения поврежденностью металла критического уровня означает состояние разрушения образца.

В отличие от традиционной кривой растяжения, предлагаемая макроскопическая схема позволяет дополнительно показать некоторые моменты поведения металлических материалов при стандартном деформировании, в частности: тесная взаимосвязь элементов деформации, влияние мягкости напряженного состояния в образце на проявление характеристик пластичности, эффект сверхпластической деформации и т.д.

[1] Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. *Материаловедение – вариант первого уровня системного образа «свойства материалов»* - <http://zaочно.forum24.ru/?0-16>

[2] «Физическое материаловедение» Сборник трудов IV Международной школы. – Тольятти : ТГУ, 2009, - 98-101 стр. -101-104 стр.

[3] «Актуальные проблемы прочности», Сборник трудов XLV111 Международной конференции, посвященной памяти М.А.Криштала. – Тольятти: ТГУ, 2009, 199-201 стр. , 202-204 стр.

[4] «Физическое материаловедение» Сборник трудов V Международной школы. Тольятти: ТГУ, 2011, -183-184 стр. – 185-186 с.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ СИЛУМИНОВ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Алсараева К.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
snevskiy@bk.ru*

Литейные алюминиевые сплавы алюминия с кремнием (силумины) в последнее время находят все большее применение в авиа и автомобилестроении. Несмотря на низкие механические свойства они обладают высокой жидкотекучестью, свариваемостью, низкой склонностью к образованию трещин при усадке. Из-за малой растворимости кремния, как при высоких, так и при низких температурах силумины практически не упрочняются традиционной термической обработкой, поэтому применяют различные способы модифицирования силуминов, в частности добавление модификаторов, которые способствуют измельчению кристаллов кремния и повышению его пластичности. Однако следует отметить, что при медленном охлаждении скорости роста кристаллов алюминия и кремния практически не отличаются, что приводит к образованию крупных включений кремния, которые являются источниками зарождения микротрещин, снижающих прочность. Быстрое охлаждение наоборот приводит к измельчению кристаллов кремния, вследствие того, что их теплота кристаллизации выше, а теплопроводность ниже, чем у алюминия. Поэтому использование термических обработок с быстрым охлаждением является перспективным методом улучшения служебных свойств силуминов. К числу таких обработок относятся концентрированные потоки энергии, в частности электронно-пучковая обработка (ЭПО), которая приводит к выравниванию шероховатости поверхности, стабилизации структурно-фазовых состояний и, соответственно, повышению механических свойств. Электронный пучок способствует растворению крупных включений кремния и интерметаллидных фаз в слое толщиной до 55 мкм с формированием

дисперсной ячеисто-дендритной структуры. Глубина проплавления имеет практически линейную зависимость от плотности энергии, и обосновывает почти двукратное увеличение микротвердости по сравнению с исходным состоянием. Данные просвечивающего электронно-микроскопического анализа указывают на формирование наноразмерных кристаллов кремния, которые также способствуют упрочнению поверхности силумина.

Таким образом, ЭПО является наиболее эффективным инструментом упрочнения материалов и позволяет отказаться от дорогостоящих легирующих добавок. Однако ее широкому внедрению в практику препятствует обоснование оптимальных режимов, для чего необходимо знание распределения температур по глубине материала в различные моменты времени.

В нашей работе предложена тепловая математическая модель воздействия электронного пучка на силумин, заключающаяся в учете испарения с поверхности материала без решения газодинамической задачи. Учет испарения материала осуществлялся путем постановки смешанных граничных условий. Полученная система решалась с помощью неявной разностной схемы методом прогонки. Для расчета были выбраны теплофизические параметры алюминия. Результаты расчетов показали практически линейную зависимость глубины проплавления от плотности энергии.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВАХ

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Сахаров Н.В.¹, Баранов Г.В.², Лопатин Ю.Г.¹, Мелехин Н.В.¹, Шотин С.В.¹, Белов В.Ю.², Благовещенский Ю.В.³, Болдин М.С.¹, Грязнов М.Ю.⁴, Попов А.А.¹, Пирожникова О.Э.¹, Исаева Н.В.³

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

² *ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», г. Саров, Нижегородская обл., Россия*

³ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия*

⁴ *Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия*

nokhrin@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований механических свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) и крупнозернистых тяжелых вольфрамовых сплавов.

В качестве объекта исследования выступали вольфрамовые сплавы систем W-Ni-Fe и W-Ni-Fe-Co с содержанием вольфрама не менее 90 вес.%. Образцы вольфрамовых сплавов получали методом свободного спекания в среде водорода предварительно спрессованных порошков, а также методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (Spark Plasma Sintering) в вакууме. Перед спеканием порошки подвергались низкоэнергетической (шаровая мельница) и высокоэнергетической (планетарная мельница) механоактивации для получения порошковых композиций с различным начальным размером частиц вольфрама и различным начальным уровнем пересыщения γ -фазы.

Для исследований механических свойств использовалась методика измерения микротвердости, а также методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости и физического предела текучести [1]. Для определения среднего размера зерна использовалась методика растровой электронной микроскопии.

С использованием методов свободного спекания в водороде и метода «Spark Plasma Sintering» при различных температурах спекания (от 900 до 1500 °С) были получены образцы

вольфрамовых сплавов с размером зерна в интервале от 0.4 мкм до 70 мкм и проведена аттестация их механических свойств.

Показано, что зависимость прочностных характеристик от температуры отжига имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим оптимальной температуре спекания (T_{opt}). Спекание механоактивированных порошков при $T < T_{opt}$ приводит к повышению прочностных характеристик, связанное с повышением плотности спекаемых вольфрамовых сплавов; спекание механоактивированных порошков при $T > T_{opt}$ приводит к разупрочнению вольфрамового сплава, обусловленное ростом зерен при нагреве.

Построены зависимости предела текучести и микротвердости от размера зерна. Показано, что на стадии роста зерен вид зависимостей $\sigma_T(d)$ и $H(d)$ подчиняется закону Холла-Петча. При этом интересно отметить, что средняя величина коэффициента зернограницного упрочнения K для механоактивированных сплавов оказывается в 2.5-3 раза больше, чем для вольфрамовых сплавов, спеченных из крупнозернистых немеханоактивированных порошков. Показано, что с увеличением интенсивности механоактивации наблюдается увеличение средних значений σ_0 и K . Установлено, что процесс роста зерен приводит к немонотонному изменению коэффициента K .

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель изменения структурно-фазового состояния межфазных границ вольфрамовых сплавов при механоактивации и спекании, а также их влияния на параметры уравнения Холла-Петча.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

[1] Нохрин А.В. // Деформация и разрушение материалов, 2012, №11, с. 23-31.

МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ПРЕДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**Пирожникова О.Э.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Лопатин Ю.Г.¹, Грязнов М.Ю.³,
Нохрин А.В.¹, Шотин С.В.¹, Бобров А.А.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*Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия*

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе описаны результаты исследований эффекта одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре в субмикрокристаллических (СМК) металлах и сплавах, полученных методами равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что в СМК материалах с эффектом одновременного повышения прочности и пластичности на кривых $\sigma(\epsilon)$ при комнатной температуре наблюдается стадия стационарного течения («площадка текучести»), обнаруживается скоростная чувствительность предельного удлинения δ_{max} и предела прочности σ_b (максимум прочности и пластичности при комнатной температуре наблюдается в строго определенном интервале скоростей деформации). Установлено, что эффект одновременного повышения прочности и пластичности проявляется в материалах с некоторым промежуточным – субмикронным – размером зерна.

В работе предложена модель расчета предела прочности при комнатной температуре в СМК материалах. Показано, что величина предела прочности при комнатной температуре определяется стационарной плотностью дефектов (дислокаций ориентационного несоответствия и скользящих компонент делокализованных дислокаций), накапливаемых на границах зерен, в процессе деформации СМК материала при комнатной температуре. В рамках предложенной

модели получено выражение для размера зерна d_2 , при котором уровень стационарной плотности дефектов в неравновесных границах зерен СМК материала и, соответственно, величина предела текучести, достигают своего максимального (предельного) значения. Проведен анализ влияния скорости деформации и диффузионных свойств границ зерен на величину размера зерна d_2 , а также величину предела прочности СМК материала. Показано, что зависимость предела прочности СМК материала от скорости деформации $\dot{\epsilon}_v$ и размера зерна носит немонотонный двухстадийный характер. Установлено, что эффект одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре, реализуется в СМК материалах, границы зерен которых содержат избыточную плотность внесенных дефектов, вследствие этого обладают избыточным свободным объемом и могут быть описаны как неравновесные.

Предложена модель расчета предельной деформации δ_{\max} в СМК материалах при комнатной температуре. Показано, что величина деформации на стадии равномерного течения материала (ϵ^*) пропорциональна величине предела прочности и определяется уровнем неравновесности границ зерен, скоростью деформации и гомологической температуре деформации. Показано, что величина предельной деформации δ_{\max} определяется кинетикой накопления дефектов в тройных стыках неравновесных границ зерен. Описана кинетика накопления мощности стыковых дисклинаций при деформации СМК материалах в условиях растяжения при комнатной температуре. Проведена оценка размера зерна d_m , соответствующему максимуму пластичности СМК материала и рассмотрено влияние уровня неравновесности границ зерен и скорости деформации на величину деформации δ_{\max} .

Результаты теоретических расчетов сопоставлены с результатами экспериментальных исследований механических свойств СМК алюминиевых и магниевых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Пирожникова О.Э.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Лопатин Ю.Г.¹, Грязнов М.Ю.³,
Нохрин А.В.¹, Мышляев М.М.^{4,5}, Шотин С.В.¹, Бобров А.А.¹

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

²Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

⁴Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

⁵Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

nohrin@nifti.unn.ru

В обычных мелкозернистых сплавах, деформируемых в условиях сверхпластичности (СП), на зависимости напряжения течения σ от степени деформации ϵ в общем случае можно выделить три стадии: стадию упрочнения (иногда удобно выделять подстадии интенсивного упрочнения и подстадию слабого упрочнения), стадию стационарного течения и стадию разупрочнения. Продолжительность стадий зависит от температуры и скорости деформации.

Традиционно предполагается, что деформационное упрочнение при СП связано с процессами, препятствующими протеканию зернограницного проскальзывания (ЗПП). Эта точка зрения нашла отражение в моделях [1, 2], где в качестве причины деформационного упрочнения при СП указывается рост зерен. В месте с тем можно показать, что степенной рост зерен может «обеспечить» лишь сравнительно слабое упрочнение. Что же касается сильного упрочнения

характеризуемого показателем деформационного упрочнения $n \sim 1$, наблюдаемого в большинстве СП-сплавов, то его происхождение не может быть объяснено ростом зерен.

В последнее время проведено большое количество исследований высокоскоростной и низкотемпературной СП в субмикроструктурных (СМК) сплавах, полученных методами интенсивного пластического деформирования (ИПД), и обнаружены существенные отличия в характере деформационного упрочнения при СП мелкозернистых материалов и СМК сплавов.

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

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

Для количественного описания характера зависимости $\lg \epsilon^* - \lg \dot{\epsilon}$ введен параметр $K^\epsilon = \partial \lg \epsilon^* / \partial \lg \dot{\epsilon}$. Анализ литературных данных показывает, что в случае мелкозернистых материалов ($d=2-10$ мкм), что значение K^ϵ является положительной величиной при малых скоростях деформации (при $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}^c$), а при более высоких скоростях деформации параметр K^ϵ становится отрицательным.

Анализ литературных данных [1-6] показывает, что в случае СМК материалов (средний размер зерна менее 1 мкм) значения параметра K^ϵ оказываются существенно меньше, чем для мелкозернистых материалов.

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

Показано, что величина K^σ для СМК материалов близка к 0.2-0.25, в то время как в мелкозернистых материалах на первой стадии кривой упрочнения наблюдаются повышенные значения $K^\sigma \sim 0.35-0.50$.

В работе представлена теоретическая модель, позволяющая объяснить различия в характере деформационного упрочнения на первой стадии сверхпластического течения мелкозернистых и СМК материалов и получить выражения, описывающие зависимость параметров деформационного упрочнения от скорости и температуры СП, а также параметров микроструктуры материалов.

Показано, что деформационное упрочнение СМК сплавов в условиях СП обусловлено нарастанием полей внутренних напряжений, создаваемых в процессе внутриверного скольжения накапливающимися на границах зерен дефектами - дислокациями ориентационного несоответствия и продуктами их делокализации.

Установлено, что характер упрочнения на этой стадии деформации определяется процессами диффузионного перераспределения дефектов в границах и зависит от структурного состояния границ, их свободного объема и размера зерен. Показано, что при высокоскоростной сверхпластичности, в отличие от обычной сверхпластичности, в границах зерен доминируют скользящие компоненты делокализованных дислокаций. Особенности поведения этого типа

дефектов в неравновесных границах зерен позволяют объяснить поведение кривой деформационного упрочнения при высокоскоростной СП.

Получены выражения, позволяющие рассчитывать зависимость напряжения течения от деформации при различных скоростях и температурах деформирования. Проведено сопоставление теоретических зависимостей с данными по высокоскоростной СП сплавов СМК сплавов [1-6].

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

- [1] Figueiredo R.B., Langdon T.G. // Mat. Sci. Eng. A. 430 (2006) 151-156.
- [2] Geng H.B., Kang S.B., Min B.K. // Mat. Sci. Eng. A. 373 (2004) 229-238.
- [3] Kai M., Horita Z., Langdon T.G. // Mat. Sci. Eng. A. 488 (2008) 117-124.
- [4] Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y., Itoh G. // Scripta Mat. 50 (2004) 511-516.
- [5] Xu Ch., Dixon W., Furukawa M. a.o. // Materials Letters. 57 (2003) 3588-3592.
- [6] Watanabe H., Mukai T., Mabuchi M. a.o. // Scripta Mat. 41 (1999) 209-213.

ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**Пирожникова О.Э.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Грязнов М.Ю.³,
Мышляев М.М.^{4,5}, Лопатин Ю.Г.¹, Нохрин А.В.¹, Шотин С.В.¹, Бобров А.А.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 Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Россия

⁴ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

⁵ Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

Как известно, явление сверхпластичности (СП) связано с развитием зернограничного проскальзывания (ЗПП) - особого механизма деформации, который «включается» при повышенных температурах и особенно эффективно работает в мелкозернистых материалах. Для развития ЗПП необходима эффективная аккомодация проскальзывания в стыках зерен и особое неравновесное состояние границ зерен. Обычное выражение для скорости сверхпластической деформации $\dot{\epsilon}$ имеет вид: $\dot{\epsilon} = A(\sigma/G)^{1/m}(b/d)^p D_b^*(G\delta/kT)$, где b – вектор Бюргерса, $\delta \sim 2b$ – ширина границы зерна (ГЗ), $D_b^* = D_{b0}^* \exp(-Q_b^*/kT)$ – коэффициент зернограничной диффузии, D_{b0}^* – предэкспонента, Q_b^* – энергия активации зернограничной диффузии, d – размер зерна, m – коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения, σ – напряжение течения, G – модуль сдвига.

Обычно предполагается, что коэффициент зернограничной диффузии при заданной температуре сверхпластичности – постоянная величина, не зависящая от $\dot{\epsilon}$, и при расчетах скорости деформации используется равновесное (табличное) значение $D_b = D_{b0} \exp(-Q_b/kT)$. При этом, как правило, наблюдается несоответствие теоретических и экспериментальных значений $\dot{\epsilon}$: экспериментальная величина скорости деформации оказывается на один - два порядка выше расчетной. Это несоответствие обычно компенсируют вариацией коэффициента A , или объясняют нестабильностью зеренной структуры (изменением d в процессе деформации). Однако в целом ряде случаев различие экспериментальных и расчетных значений столь существенно, что его трудно объяснить неточностью подгоночных параметров. Особенно ярко это несоответствие проявляется в условиях высокоскоростной сверхпластичности [2].

На наш взгляд, отмеченная проблема может быть легко решена на основе теории неравновесных границ зерен (ТНГЗ) [3]. В ТНГЗ показано, что в условиях сверхпластической деформации коэффициент зернограничной диффузии может существенно зависеть от скорости

деформации. Для того чтобы «уловить» эту зависимость необходимо имеющиеся экспериментальные данные по сверхпластичности проанализировать не традиционным способом, (при котором вводится предположение о постоянстве D_b и Q_b), а иначе, с учетом представлений о зависимости коэффициента зернограничной диффузии от состояния границ зерен и их свободного объема [3]. Для этого, подставляя в выражение (1) экспериментально полученные значения m , $\dot{\epsilon}$, σ , d и другие легко измеряемые в эксперименте параметры и принимая $A = \text{const}$, можно определить зависимость $D_b^*(\dot{\epsilon})$:

$$D_b^* = (\dot{\epsilon} b^2 / A)(G / \sigma)^{1/m} (d/b)^p (kT / G\Omega). \quad (1)$$

Для такого анализа, в качестве примера, используем результаты исследований высокоскоростной сверхпластичности субмикроструктурных (СМК) алюминиевых сплавов Al-Mg-Sc [4-5]. Проведенные с использованием формулы (2) оценки показывают, что в СМК сплаве Al-3%Mg-0.2%Sc [4] в условиях сверхпластической деформации при увеличении скорости деформации от 10^{-3} c^{-1} до 10^0 c^{-1} ($T = 673 \text{ K}$) коэффициент зернограничной диффузии повышается примерно на два порядка.

Аналогичный анализ для сверхпластичного СМК сплава 1570 [5], структура которого сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП), показывает, что при температуре 723 K при увеличении скорости деформации от $1.4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ до 1.4 c^{-1} наблюдается повышение коэффициента зернограничной диффузии в 60 раз.

Приведенные результаты хорошо согласуются с результатами единственной экспериментальной работы, где проведены непосредственные измерения диффузионной проницаемости границ в условиях структурной сверхпластичности [6]. В этой работе показано, что в сплаве Zn-22%Al, деформируемом при температуре $\sim 250 \text{ }^\circ\text{C}$ при изменении скорости деформации от 10^{-4} c^{-1} до 10^{-2} c^{-1} величина коэффициента зернограничной диффузии возросла на 2 порядка: от $1.28 \cdot 10^{-9}$ до $1.30 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{c}$, соответственно.

Перейдем к объяснению изложенных выше результатов.

В рамках ТНГЗ при сверхпластичном течении параметры зернограничной диффузии зависят от потоков решеточных дислокаций, осуществляющих внутризеренную деформацию и бомбардирующих границы зерен (ГЗ). Накапливающиеся в ГЗ дефекты изменяют их свободный объем на величину $\Delta\alpha$. При малых изменениях свободного объема, в соответствии с [3], величина коэффициента зернограничной диффузии может быть представлена в виде $D_b^* = D_b \exp(\Delta\alpha/\alpha_b)$, α_b – параметр, величина которого зависит от исходного свободного объема ГЗ и термодинамических констант материала. Величина $\Delta\alpha$ в первом приближении пропорциональна стационарной плотности распределенных в границе зерна дефектов: $\Delta\alpha = (\rho_b^{\text{st}} \Delta b + w_t^{\text{st}})/w_0$. Значения $\rho_b^{\text{st}} \Delta b$ и w_t^{st} имеют вид [3]:

$$\rho_b^{\text{st}} \Delta b = \phi_1 \dot{\epsilon}_v^{1/4}, \quad w_t^{\text{st}} = \phi_2 \dot{\epsilon}_v^{1/2}, \quad (2)$$

где ϕ_1 и ϕ_2 – параметры материала. Подставляя эти выражения в формулу для D_b^* получим:

$$D_b^* = D_b \exp(\phi_1 \dot{\epsilon}_v^{1/4} + \phi_2 \dot{\epsilon}_v^{1/2}) \quad (\Delta\alpha \ll \alpha) \quad (3)$$

При большой плотности дефектов в границе зерна, возникающей при очень высоких скоростях деформации, когда $\alpha + \Delta\alpha \geq \alpha^*$, значение коэффициента диффузии D_b^* приближается к величине коэффициента диффузии в расплаве D_L [3]:

Таким образом, теоретическая зависимость $D_b^*(\dot{\epsilon}_v)$ имеет характерный S-образный вид: при малых и больших $\dot{\epsilon}$ величина D_b^* не зависит от скорости деформации, а при промежуточных значениях $\dot{\epsilon}$ коэффициент зернограничной диффузии интенсивно нарастает с увеличением скорости деформации.

Воспользовавшись данными уравнениями можно рассчитать зависимость коэффициента зернограничной диффузии от скорости СП деформации. Полученные результаты показывают, что предложенная элементарная модель удовлетворительно описывает экспериментальные зависимости коэффициента зернограничной диффузии от скорости сверхпластической деформации.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ и РФФИ.

- [1] Nieh T.G., Wadsworth D., Sherby O.D. Superplasticity in Metals and Ceramics, Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1997, 316 p.
- [2] Langdon T.G. // Journal of Materials Science, 2009, v. 44, p. 5998-6010.
- [3] Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: Физматлит, 2004, 304 с.
- [4] Furukawa M., Utsunomiya A., Matsubara K. et al // Acta Materialia, 2001, 49, p. 3829-3838.
- [5] Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y., Itoh G. // Scripta Materialia, 2004, 50, p. 511-516.
- [6] Земский С.В., Фомин Н.Е., Мальцева Г.К. и др. // Физика и химия обработки материалов, 1978, № 4, с. 91-97.

ВОЛНОВОЙ МЕХАНИЗМ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ

Плотников В.А.¹, Макаров С.В.^{1, 2}, Потекаев А.И.²

¹*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия*

²*Сибирский физико-технический институт им. академика В.Д.Кузнецова*
Plotnikov@phys.asu.ru

Накопленные в настоящее время теоретические и экспериментальные данные, характеризующие явление акустической эмиссии в ходе структурных и фазовых превращений, свидетельствуют об активной роли явления акустической эмиссии, например, в процессах пластической деформации. В этих работах установлено, что в условиях термомеханического нагружения на протяжении всего процесса нагрева наблюдается накопление деформации, сопровождающееся акустической эмиссией. Характерны два варианта накопления деформации – монотонное и скачкообразное и два варианта проявления акустической эмиссии – монотонный и импульсный (дискретный). Показано, что амплитуда акустического сигнала, может характеризовать корреляцию в ансамбле элементарных излучателей, то есть в ансамбле элементарных деформационных актов.

Анализ скачкообразной деформации и акустической эмиссии приводит к выводу об активной роли акустической эмиссии в активации, а главное в синхронизации, элементарных деформационных актов в макроскопическом масштабе. Макроскопический масштаб корреляции обусловлен волновой природой синхронизации элементарных актов в поле напряжений, формирующей слабоустойчивое состояние кристаллической решетки деформируемого материала. В этой связи определяющую роль играет интерференция волновых пакетов акустической эмиссии, приводящая к макроскопическому распределению критических колебательных смещений в слабоустойчивой кристаллической среде.

Регистрация акустической эмиссии осуществляли с помощью широкополосного пьезопреобразователя GT300 (полоса пропускания до 800 кГц). Сигнал акустической эмиссии усиливался каскадом GT200A-01 и дополнительным каскадом усиления с общим коэффициентом усиления 91 dB с полосой пропускания до 7 МГц. Усиленный сигнал акустической эмиссии поступает на вход широкополосного аналого-цифрового преобразователя АЦП ЛА-н150-14РС1 (ширина полосы пропускания 500 кГц, частота дискретизации 7 МГц), его дальнейшая обработка осуществлялось с помощью универсальной программы «Регистратор данных АЦП» [1].

На рис. 1 представлен спектр сигналов акустической эмиссии, полученный для монотонного накопления деформации в ходе нагрева образца алюминия в условиях нагружения сдвиговой нагрузкой. Характерной особенностью спектра является его дискретный вид, представляющий собой совокупность низкочастотных пиков спектральной плотности сигналов акустической эмиссии, расположенных в частотном диапазоне примерно 10 - 100 кГц. Причем в полосе частот 60 – 100 кГц спектральная плотность сигналов близка к спектральной плотности шума.

На рис. 2 представлен спектр сигналов акустической эмиссии для скачкообразного накопления деформации. Характерной особенностью этого спектра является перераспределение спектральной плотности в частотную область 60 - 100 кГц.

Кроме того спектральная плотность потока сигналов акустической эмиссии в диапазоне 60 – 100 кГц на скачкообразном участке существенно (на порядок величины) выше, чем спектральная плотность акустической эмиссии в этом же диапазоне на монотонном участке накопления деформации.

Согласно приведенным на рис. 1 и 2 данным спектральная плотность сигналов акустической эмиссии распределена в трех диапазонах частот и существенно отличается от спектра шума пьезокерамики и усилительного каскада регистрирующей системы, спектральная плотность которого представляет собой слабовозрастающую функцию с максимумом, лежащим около 11 кГц. Дискретный характер спектральной плотности сигналов акустической эмиссии свидетельствует, что наша система образец – волновод представляет собой резонансную систему, состоящую из нескольких резонаторов, распределяющих колебательную энергию первичных элементарных излучателей акустической эмиссии по нашим спектральным диапазонам. Это означает, что спектры акустической эмиссии является вторичным эффектом по отношению к первичному акустическому сигналу. Согласно нашим публикациям первичным источником акустической эмиссии является выход на поверхность ансамбля дислокаций одной системы скольжения, формирующих одну полосу деформации [1].

Ясно, что резонаторы связаны с геометрией системы образец – волновод, именно эти резонаторы определяют набор длин волн исходя из условия стоячей волны $L = k\lambda/2$. Здесь L – геометрический размер резонатора, λ – длина волны, k – номер резонанса, соответственно при $k = 1$ длина волны соответствует первому (основному) резонансу.

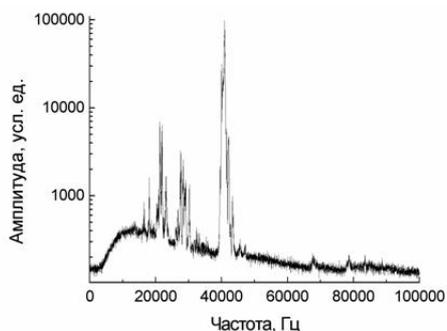


Рис. 1. Спектральная плотность сигналов акустической эмиссии, соответствующей монотонному накоплению деформации при нагреве образца.

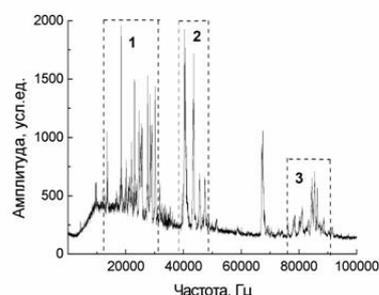


Рис. 2. Спектральная плотность сигналов акустической эмиссии, соответствующая скачкообразному накоплению деформации: 1, 2, 3 выделенные участки спектральной плотности, соответствующие резонансам на участках волновода и концентраторе деформации.

Проведенный анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии при высокотемпературной пластической деформации алюминия свидетельствует, что его дискретный вид обусловлен перераспределением колебательной энергии первичного акустического сигнала по резонансным колебаниям стоячих волн резонаторов. В слабоустойчивой кристаллической среде колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме, связанным с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции. В то же время коррелированные деформационные сдвиги генерируют акустические сигналы, отвечающие условию когерентности, в результате интерференции которых формируется единичный акустический сигнал аномально высокой амплитуды.

[1] Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. Спектральная плотность сигналов акустической эмиссии и макроскопическая корреляция деформационных актов в слабоустойчивом состоянии кристаллической решетки при высокотемпературном нагружении алюминия // Известия вузов. Физика. 2014. № 3. С.56-61.

СЕКЦИЯ 5

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ. ЭТАПЫ РАЗВИТИЯ И СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ

Пушин В.Г.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Ордена Трудового Красного
Знамени Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия
pushin@imp.uran.ru*

Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов и прорывных технологий их создания с заданными физическими, механическими, химическими и эксплуатационными характеристиками является одной из важнейших приоритетных проблем современного материаловедения. В работе представлен обзор многолетних комплексных систематических исследований интеллектуальных сплавов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) в историческом развитии и на современном этапе. Данные материалы объединяет целый ряд необычных эффектов: ярко выраженные предмартенситные явления, однократно и многократно обратимые эффекты памяти формы (ЭПФ), осуществляющиеся при изменении температуры, давления, магнитного поля, эффекты сверхупругости и высокой обратимой деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) или ее снятии (при обратном превращении). Обсуждаются классификация сплавов, термодинамические и кинетические аспекты ТМП, природа и механизмы формирования разнообразных предпереходных явлений и собственно ТМП, роль легирования, особенности структуры, физико-механические свойства и методы получения сплавов, наиболее перспективных для применения. Систематизировано влияние комплексного легирования и внешних воздействий на магнитные и структурные фазовые превращения и свойства данных сплавов с магнитно-, термо- и механоуправляемой памятью формы. Определены последовательность ТМП с образованием различных фаз, их структура и кристаллогеометрические особенности. Построены фазовые диаграммы магнитных и мартенситных превращений в ряде сплавов, бинарных, тройных, четырехкомпонентных, синтезированных по разным схемам. Рассмотрено влияние сверхбыстрой закалки на внутреннюю структуру и измельчение зерна сплавов, вплоть до аморфизации в ряде сплавов на основе никелида титана, причины аморфизации и способы последующей наноструктуризации данных сплавов. Показано, что использование механотермических обработок путем многократных кручения под высоким давлением, прокатки или волочения приводит к сильному упрочнению и измельчению зерна (вплоть до аморфизации) бинарных и легированных сплавов TiNi. Применение низкотемпературного отжига позволяет создать в сплавах однородное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна уже в интервале 50-200 нм и обеспечить эффективное регулирование физико-механических свойств при сохранении высоких параметров ЭПФ, деформационных, температурных, силовых. Установлено, что нано- и субмикроструктурные сплавы испытывают практически те же ТМП, что и крупнозернистые прототипы. При этом могут быть реализованы полипакетные, монопакетные двойникованные или монокристаллические структуры мартенсита в зависимости от размера зерен. Установлено влияние размера зерна на критические температуры ТМП и, как следствие, обусловленные ими ЭПФ. Продемонстрировано влияние комплексного легирования и сверхбыстрой закалки спиннингованием в L₂₁-сплавах Ni₂MnGa с магнитоуправляемыми ЭПФ. Обнаружено деформационно индуцированное атомное разупорядочение с образованием нанокристаллической ГЦК(A1)-структуры и последующее восстановление дальнего порядка по типу L₂₁ при низкотемпературном отжиге в условиях сохранения наноструктурного состояния L₂₁-аустенита и каскадных ТМП и связанных с ними ЭПФ.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 14-02-00379, проектов Президиума РАН 12-П-2-1060 и УрО РАН 12-2-2-005.

МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫЕ В ЖИДКИХ ОРГАНИЧЕСКИХ СРЕДАХ МАТЕРИАЛЫ В КАЧЕСТВЕ ПРЕКУРСОРОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ОБЪЕМНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Елсуков Е.П.¹, Ломаева С.Ф.¹, Еремина М.А.¹, Паранин С.Н.²

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

²Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В конце 80-х начале 90-х годов прошлого века была обнаружена реакция твердожидкостного механохимического синтеза (ТЖМХС) цементита Fe_3C при механическом измельчении в шаровой планетарной мельнице порошка Fe в толуоле [1,2]. Позднее, в данном направлении исследований были получены многочисленные результаты [3]. Измельчение в жидкости позволяет не только изменять размер и форму частиц материалов, но и формировать различные метастабильные фазы, включая нанокристаллические и аморфные, вследствие деструкции жидкости на элементарные компоненты и их взаимодействия с измельчаемым материалом. Консолидация порошков после ТЖМХС является способом получения объемных материалов, включая нанокомпозиты, с заданными функциональными свойствами.

В первой части доклада рассмотрены формирование, структурно-фазовое состояние и микротвердость объемных нанокомпозитов на основе Fe с 30 об.% карбидов Fe_3C и $Ti(V,Nb)C$, полученных магнитно-импульсным прессованием порошков, синтезированных двумя способами: 1. Сухое измельчение смесей порошков Fe-C, Fe- $Ti(V,Nb)C$ (углерод в форме графита); 2. Измельчение Fe и смесей Fe- $Ti(V,Nb)$ в жидкой органической среде, являющейся источником C. Получены объемные нанокомпозиты с морфологической структурой, армированной карбидами, с высокой плотностью и микротвердостью 12-14 ГПа.

Вторая часть доклада посвящена объемным нанокомпозитам на основе Cu с карбидами Fe_3C и Cr_3C_2 , полученным с использованием вышеописанного подхода. Для обоих способов получения были получены близкие значения микротвердости – 3.9 ГПа для Cu-30 об.% Fe_3C , 4.6 ГПа для Cu-30 об.% Cr_3C_2 и 2.3 ГПа для 5 об.% карбидных фаз. Для сравнения микротвердость нанокристаллической меди составляет 1.1 ГПа. Электрическая проводимость составила 44% IACS для 30 об.% и 54% IACS для 5 об.%. Полученные результаты показывают перспективность использования таких композитов в качестве электрических контактов и проводников. Преимущество метода ТЖМХС заключается в отсутствии налипания меди на шары и стенки сосуда мельницы и, соответственно, в большем выходе механоактивированного материала.

В третьей части доклада рассмотрено влияние среды измельчения на форму, размер и структурно-фазовый состав наноструктурированных порошков на основе Fe. Измельчение в инертной атмосфере приводит к формированию камневидных частиц со средними размерами в интервале 10-20 мкм. Тонкие пластинчатые частицы или камневидные частицы малого размера (~ 1 мкм) могут быть получены при использовании определенного типа жидкой органической среды. Объемные композиты, состоящие из диэлектрической матрицы и магнитных механоактивированных частиц, обладают различными СВЧ зависимостями в диапазоне 0.1-10 ГГц и могут быть использованы в качестве электромагнитных экранов или магнитных подложек ленточных антенн.

Работа по второй и третьей частям доклада поддержана Междисциплинарным проектом Президиума УрО РАН 12-М-23-2043 и проектом РФФИ 13-08-00103, соответственно.

[1] Баринов В.А., Елсуков Е.П., Овечкин Л.В. Способ получения порошка цементита//А.С. № 1678525, БИ № 35, 23.09.1991, приоритет от 05.01.1989.

[2] Yelsukov E.P., Barinov V.A., Ovechkin L.V.//J.Mater. Sci. Lett., 1992, Vol. 11, p. 662-663.

[3] Ломаева С.Ф.//ФММ, 2007, т. 104, № 4, с. 403-422.

МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ Mg-Ti, ПОЛУЧЕННЫЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ: ЗОНЫ РИСКА

Власова А.М., Гринберг Б.А.

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

Легкие металлы, такие как магний и алюминий используются в области аэрокосмической промышленности, в электронике, в оборудовании для радиосвязи в качестве структурных материалов. В последние годы магниевые сплавы широко внедряются в автомобилестроении. Чтоб понизить вес конструкции и его стоимость необходимо уменьшать долю алюминия в конструкции и увеличивать долю магния, что достигается путем создания композиционных материалов алюминий-магний. Однако оксидные пленки на поверхности как магния, так и алюминия препятствуют свариваемости этих материалов. Сварка плавлением этих разнородных материалов, таким образом, оказывается затруднительной. В случае диффузионной сварки в вакууме, диффузионная зона образована двумя различными переходными областями с обеих сторон. На границе с Al, формируются различные Mg_xAl_y фазы, такие как $MgAl$, Mg_3Al_2 и Mg_2Al_3 , это означает, что при непосредственном соединении этих материалов в околошовной зоне возникает большое количество интерметаллидов, охрупчивающих переходную зону и не позволяющих получить прочного соединения.

Одним из возможных решений данной проблемы является введение прослойки между Al и Mg. Для облегчения алюминиевых конструкций, за счет того, что магний имеет низкое значение удельной прочности (отношение прочность/вес), рационально получать соединения алюминия с магнием, которые при несущественном снижении прочностных характеристик значительно уменьшали бы общий вес конструкции. Тогда предлагается вводить титановый промежуточный слой между функциональными слоями алюминия и магния.

Металлическая система магний-титан является системой с отсутствием взаимной растворимости. Тем не менее экспериментально установлено, что растворимость титана в жидком магнии при температурах от 650 °C до 1500 °C составляет 0,012 и 1,03% соответственно. Растворимость титана в твердом магнии изменяется от 0,08 % при 350 °C до 0,19 % при 650 °C, при этой температуре протекает перитектическая реакция. В системе магний-титан промежуточных интерметаллических фаз не образуется. В равновесии с жидким магнием находится твердый раствор магния в титане, содержащий до 1,32% Mg.

В данной работе исследуется структура границы между магниевым сплавом и титаном в многослойных композиционных материалах. Режимы сварки для композита AMg6-Al-Ti-MA2-1: скорость контакта 2000 м/с, скорость соударения 740 м/с, угол соударения 21,5 град, энергия, затраченная на пластическую деформацию = 0,56 МДж/кв. м, для композита Ti-Al-Ti-Mg: скорость контакта 2300 м/с, скорость соударения 860 м/с, угол соударения 21,5 град, энергия, затраченная на пластическую деформацию = 0,7 МДж/кв.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования межфазной границы между магниевым сплавом MA2-1 и титаном в слоистых композиционных материалах, полученных методом сварки взрывом. Даже при малом увеличении заметно, что граница между магниевым сплавом и титаном в композите Ti-Al-Ti-MA2-1 является почти плоской и несовершенной (рис.1).

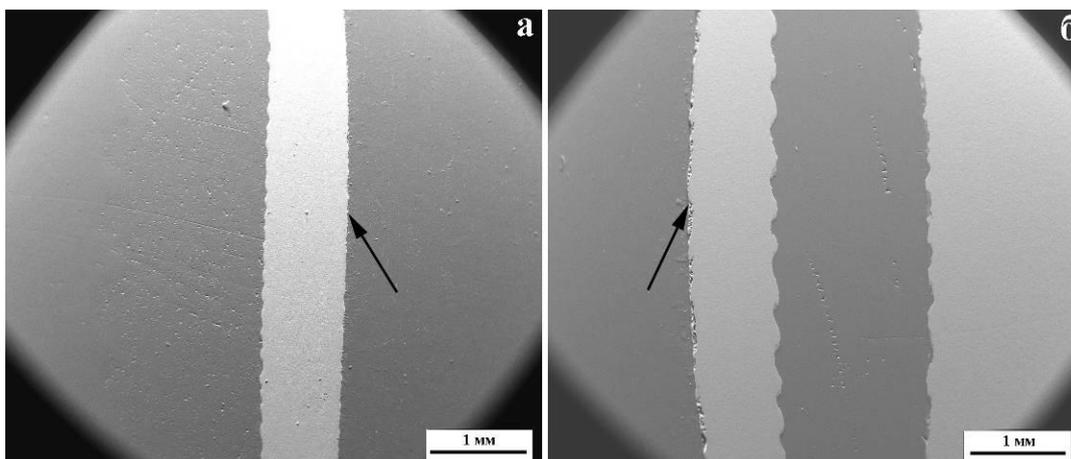


Рис.1 Структура композиционных материалов (оптическая металлография):
а-AMg6-Al-Ti-MA2-1,6-Ti-Al-Ti-MA2-1.

Показана возможность образования коллоидных систем магний-титан, обуславливающих низкое качество сварного соединения, понижающих основные эксплуатационные характеристики композитов.

Необходимо ответить на вопрос: рационально ли в качестве буферного слоя между алюминием и магнием вводить титановый промежуточный слой?

УПРОЧНЕНИЕ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ МЕТОДОМ КАРБОНИТРАЦИИ

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

¹ОАО «Завод бурового оборудования», г. Оренбург, Россия

²Институт физики металлов УрОРАН, г. Екатеринбург, Росси
annastep56@zbo.ru

В практике производства и эксплуатации бурильных труб проявляется тенденция на увеличение доли использования ресурсосберегающих технологий. Проблема повышения их ресурса в настоящее время весьма актуальна, так как срок эксплуатации бурильных труб ограничен вследствие постепенного изнашивания резьбы и поверхностей упорных торцов при проведении спуско-подъемных операций, в результате чего снижается несущая способность, увеличивается шероховатость, а в соединении прогрессирует отрицательный натяг.

Для увеличения ресурса эксплуатации бурильной трубы на ОАО «Завод бурового оборудования» (Оренбург) используется упрочнения замкового соединения методом карбонитрации. Данный метод является одним из разновидностей химико-термической обработки и обеспечивает стабильно лучшие результаты по износостойкости замкового соединения в сравнение с прочими методами, в том числе поверхностной закалкой ТВЧ. Сущность процесса заключается в насыщении поверхности деталей азотом и углеродом в синтезированном расплаве солей дициандиамида калия (KCNO) и поташа (K₂CO₃) при температуре 540...580 °С [3].

В настоящей работе исследовалась возможность применения процесса карбонитрации для упрочнения бурильных труб для комплексов со съемным керноприемником («Wireline») и выборе материала, обеспечивающего наиболее высокий комплекс эксплуатационных свойств.

Исследованию подвергались стали марки 40Г2, 38ХМА и 40ХН2МА. Карбонитрация производилась в расплаве солей 80% K_2CO_3 и 20% KCN при температуре 560 °С в течение различного времени на образцах размером 10×4×15 мм, вырезанных из термически обработанных фрагментах труб.

Структурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа Nikon ECLEPSE MA100 и электронного микроскопа JEOL JSM-6460LV с приставкой энергодисперсионного анализатора INCA energy. Травление шлифов осуществлялось 4%-ным раствором азотной кислоты.

Определение твердости металла выполнялось на стационарном твердомере ТК 14-250 методом Роквелла. Микротвердость определялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 100 г. Среднее значение твердости определяли по результатам не менее пяти замеров.

На каждом этапе упрочнения определяли механические свойства исследуемых сталей: при испытании на разрыв и ударную вязкость. Испытания проводили при комнатной температуре по стандартным методикам согласно ГОСТ 4625 и ГОСТ 9454-78 соответственно.

Циклическая долговечность резьбового соединения определялась на испытательном стенде БП-106 конструкции СКБ НПО «Геотехника» в условиях воздействия знакопеременных нагрузок по схеме изгиба с вращением. Для испытаний применялись образцы готовых бурильных труб длиной 1,5 м. Трубы свинчивались с предварительным моментом затяжки 1500 Н·м и осуществлялось нагружение резьбы. В ходе испытаний на циклическую долговечность определялось количество циклов до разрушения резьбового соединения при весе груза 37 кг, что соответствовало величине изгибающего момента 770 Н·м. База испытаний составила не менее 6 млн. циклов. Испытанию подвергались резьбовые соединения, как упрочненные посредством карбонитрации, так и без.

В результате структурных исследований установлено, что карбонитрация в расплаве солей на основе цианата и карбоната калия сопровождается формированием на поверхности исследуемых сталей упрочненного слоя, состоящего из ϵ - фазы ($Fe_3(N,C)$), γ' – фазы ($Fe_4(N,C)$), толщиной 10-15 мкм и диффузионной зоны, представляющий собой α - твердый раствор N в Fe с включением мелкодисперсных карбонитридных частиц, размером 40-45 нм, ее протяженность 200-300 мкм. В приповерхностной зоне карбонитрированного слоя стали 40Г2 наблюдается повышенная пористость. В сталях 38ХМА и 40ХН2МА пористость выражена слабее, что предполагает более высокие прочностные и эксплуатационные свойства поверхности [2].

После закалки и отпуска исследуемые стали обладают ударной вязкостью на уровне 155-162 Дж/см². После проведения термического цикла карбонитрации при температурах 540-560 °С у стали 40Г2 наблюдается снижение ударной вязкости материала приблизительно на 30 % уже после выдержки 20 мин. Дальнейшее увеличение времени процесса до 90 минут влечет за собой дополнительное снижение исследуемой величины до значений 88 Дж/см², что соответствует потере ударной вязкости в два раза. Исходя из вышесказанного можно заключить, что сталь 40Г2 проявляет склонность к отпускной хрупкости, о чем также свидетельствует хрупкий характер разрушения. Легирующий комплекс сталей 38ХМА и 40ХН2МА обеспечивает высокие значения ударной вязкости после проведения карбонитрации продолжительностью до 90 мин. включительно и способствует формированию вязкого излома.

Важным эксплуатационным свойством бурильных труб является усталостная прочность резьбового соединения [1]. Результаты испытаний на циклическую долговечность резьбовых соединений исследуемых сталей, прошедших весь цикл обработки показали высокую усталостную прочность резьбовых соединений всех сталей, не подвергнутых карбонитрации, при изгибающем моменте 770 Н·м. Исследуемые стали, прошедшие термическую обработку, выдерживают заданную нагрузку без поломок. Проведение карбонитрации несколько снижает усталостную прочность резьбовых соединений из сталей 38ХМА и 40ХН2МА, о чем свидетельствует разрушение образцов при заданной нагрузке при

прохождении от 4,24 до 5,83 млн. циклов. Для стали 40Г2 циклическая долговечность резьбового соединения после карбонитрации весьма низкая. Разрушение сопровождается формированием хрупкого излома, а при просмотре микрошлифов разрушенных образцов наблюдается множество сопутствующих межзеренных трещин, распространяющихся как во внутренних слоях металла, так и с поверхности.

Таким образом, на основании комплексных исследований установлено, что технология упрочнения поверхности изделий методом карбонитрации имеет ограниченное применение и может быть использована лишь для сталей, не склонных к проявлению отпускной хрупкости. Выявлено, что стали 38ХМА и 40ХН2МА могут быть рекомендованы для изготовления резьбовых соединений бурильных труб линейки Wireline с карбонитрацией, так как при данном способе упрочнения резьбы значительных изменений свойств металла не происходит.

[1] Цих С.Г., Гришин В.И., Лисицкий В.Н. Опыт применения карбонитрации стальных деталей и инструмента в машиностроении. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 4. - с. 32-38.

[2] Цих С.Г., Корнеев А.А. Исследование кинетики изменения приповерхностных слоев металла при карбонитрации. // Научное обозрение. 2013. № 1. - с. 84-90.

[3] Семин В.И. Поверхностное упрочнение замковой резьбы методом карбонитрации // В.И. Семин // Нефтяное хозяйство №12, 2004 г. - с. 104-106.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЭКВИАТОМНЫХ СПЛАВОВ AlCrFeNiCoCu

Ивченко М.В.¹, Пушин В.Г.¹, Wanderka N.²

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
²*Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany,*
MVIvchenko@yandex.ru

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы. На рисунке 1 показана зависимость энтропии смешения от количества химических элементов в эквимолярном сплаве. При наличии по крайней мере четырех- пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность, термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний).

Высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCoCrCuFeNi были получены методами обычного литья и сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием и спиннингованием в виде плоских тонких фрагментов пластин или лент.

Исследования структуры сплавов проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, атомной томографии, рентгенодифрактометрически. Измеряли также измеряли их физико-механические свойства.

Микроструктура литого сплава наряду с дендритным строением характеризуется наличием целого ряда (не менее шести) многокомпонентных наноразмерных фаз типа A₂, B₂, L₁₂).

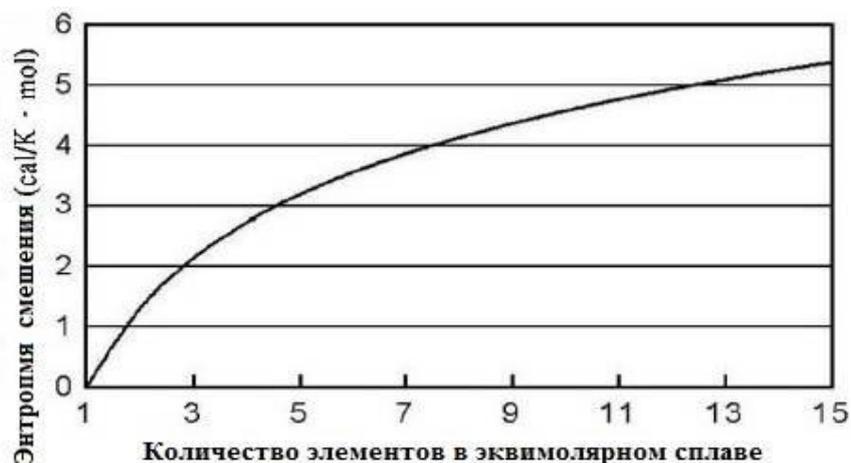


Рисунок 1. Приращение энтропии смешения к числу элементов в эквимольных сплавах в разупорядоченном состоянии.

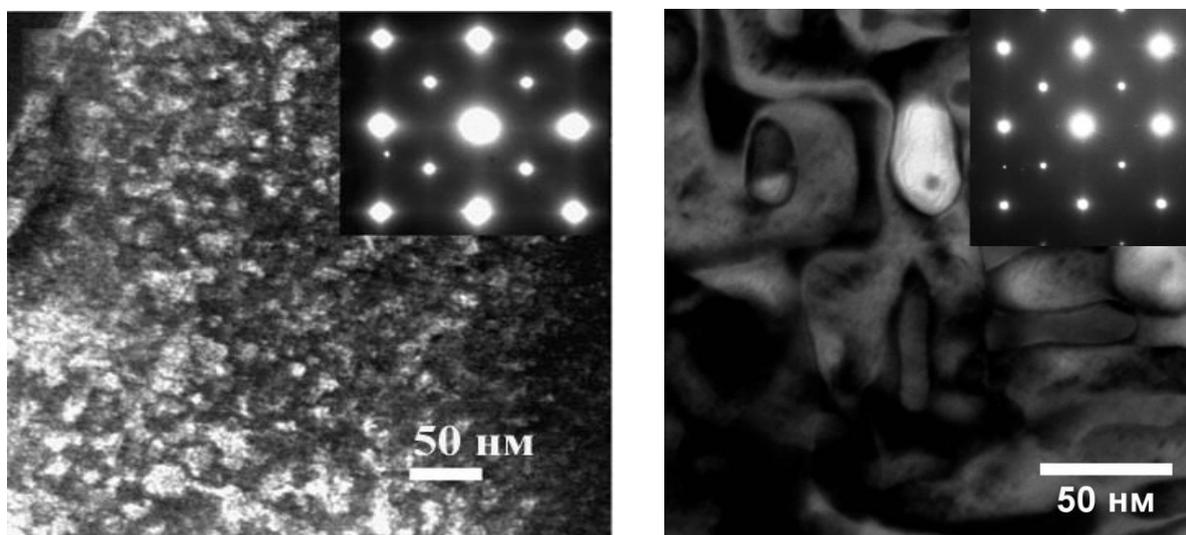


Рисунок 2. Типичные электронномикроскопические изображения БЗР методом сплэтинга и спиннинга, полученные методом ПЭМ с микроэлектроннограммами на вставках

Установлено, что применение БЗР (методом сплэтинга) обеспечивает в полученных поликристаллических сплавах образование атомноупорядоченного по типу В2 твердого раствора с практически однородным распределением всех элементов в пределах зерен. При дальнейшей термообработке (отпуске $T=550$ °С, 2 и 5 часов и $T=600$ °С, 2 часа) сплавы испытывают распад с выделением нанофаз с упорядоченной по типу В2 решеткой. Применение БЗР (методом спиннинга) и последующая термообработка в виде отпуска ($T=300$ °С, $T=500$ °С и $T=650$ °С в течении 2 часов) также обеспечивает образование нанофаз, однако, кристаллические решетки фаз упорядочены по типу В2 и L_{12} , и неупорядочены по типу А1.

Таким образом, установлено, при затвердевании в условиях сверхбыстрого охлаждения по методу сплэтинга ($V_{\text{quench}} \approx 10^6$ К/с) в сплаве формируется однородная ультрамелкая субмикроструктурная зеренная ОЦК-структура без образования дендритов или фаз с иным, кроме ОЦК, структурным типом. После закалки из расплава методом спиннинга ($V_{\text{quench}} \approx 10^5$ К/с) образуется промежуточная по своей морфологии и типу структура, тогда как механические свойства более близки к БЗР-сплав, полученному методом сплэтинга. Ранее формирование таких фаз и структурных составляющих в данных сплавах, полученных обычными методами кристаллизации, не наблюдалось.

Обнаружено, что твердость и модуль упругости БЗР (методом сплэтинга) высокоэнтропийного сплав после отпуска при 550°C возрастают в два раза, в отличие от исходного быстрозакаленного, а БЗР (методом спиннинга) даже после термообработки незначительно изменяется. Кроме того, обнаружено, что сплав обладает низкой ползучестью после отпуска.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 13-02-96012.

СТРУКТУРА И ПОЛЗУЧЕСТЬ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ С ОЦК РЕШЕТКОЙ

**Сагарадзе В.В.¹, Кочеткова Т.Н.¹, Вильданова Н.Ф.¹, Катаева Н.В.¹, Афанасьев С.В.¹,
Леонтьева-Смирнова М.В.², Агеев В.С.², Никитина А.А.²**

¹*Институт физики металлов УрО РАН,*

²*Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара
vsagaradze@imp.uran.ru*

На специальных микрообразцах, изготовленных преимущественно из оболочек ТВЭЛ реактора БН-600, исследовали структурные изменения и определили характеристики ползучести и длительной прочности (при 650, 670 и 700 °С и напряжениях 40- 140 МПа) в нержавеющей реакторных сталях с ОЦК решеткой - ЭП-823, ЭП-900, ЧС-139, ЭК-181, ЭП-450. Анализировали также дисперсно-упрочненную оксидами сталь ЭП-450-ДУО. Состав сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей (в мас.%)

Марка стали, плавка	C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	N	Si	P	S	Ta	Ce	Ti	B	Zr
ЭК-181	0,15	11,1	0,74	0,01	0,01	0,25	1,13	0,03	0,04	0,33	0,010	0,006	0,08	0,15*	—	0,006	0,05
ЧС-139	0,21	11,8	0,57	0,51	0,30	0,31	1,26	0,73	0,085	0,29	0,007	0,007	0,07	0,10*	0,01	0,006	0,01
ЭП-823	0,16	11,0	0,7	0,8	0,3	0,3	0,3	0,7	-	1,2				-			
ЭП-900	0,15	11,5	0,7	0,7	0,3	0,3	0,8	0,7	0,15	1,1				0,03			
ЭП-450	0,13	13,0	-	2,0	0,2	0,2										0,006	
ЭП-450 ДУО	0,13	13,1	0,4	1,6	0,3	0,18		0,12		0,23					0,2	Y 0,26	0 0,32

* Расчетное значение

В процессе длительного отжига (до 1000-13400 ч) при 650 и 700°C в реакторных сталях ЧС-139 и ЭК-181 происходит деградация реечной мартенситной структуры и огрубление хромсодержащей карбидной фазы $M_{23}C_6$. Однако в стали ЧС-139 эти процессы происходят более медленно, чем в стали ЭК-181, и реечная мартенситоподобная структура в стали ЧС-139 сохраняется в большей степени в процессе длительного отжига, чем в стали ЭК-181. При увеличении времени отжига в обеих сталях происходят полигонизационные процессы с уменьшением плотности дислокаций и образованием субзерен на месте мартенситных реек. Причиной повышенной термической устойчивости структуры стали ЧС 139 при длительных высокотемпературных отжигах может служить более высокое суммарное содержание углерода и азота (0,29 мас.% против 0,19 мас.% в стали ЭК 181), что обеспечивает большее количество карбидов и карбонитридов, сдерживающих миграцию границ зерен и субзерен.

Второй причиной высокой термостойкости стали ЧС 139 является повышенное суммарное содержание тугоплавких элементов Mo, W, Nb, V (2,38 мас.% против 1,4 мас. % в стали ЭК 181), что в большей степени затрудняет развитие высокотемпературных диффузионных процессов в матрице стали ЧС 139, а также повышает термическую устойчивость карбидов хрома вследствие их легирования этими тугоплавкими элементами.

Сопоставление структуры и высокотемпературных свойств при длительных испытаниях на ползучесть в пяти ферритно-мартенситных реакторных сталях показало, что наименьшую скорость ползучести и максимальное время до разрушения под нагрузкой имеет сталь ЧС-139. По уменьшению жаропрочности остальные стали располагаются в такой последовательности: ЭП-450, ЭК-181, ЭП-900, ЭП-823 (таблица 2). Наблюдаемый эффект связан с повышенной устойчивостью речной мартенситной структуры к процессам возврата и рекристаллизации в стали ЧС-139, содержащей максимальное количество элементов внедрения С и N и соответственно зернограницных карбидов типа $Me_{23}C_6$ и MeC, которые препятствуют миграции зеренных, субзеренных и речных границ.

Таблица 2. Время до разрушения ($\tau_{др.}$) поперечных образцов сталей ЧС-139, ЭК-181, ЭП-450, ЭП-823 и ЭП-900 после ползучести при разных режимах

Режимы ползучести	Время до разрушения $\tau_{др.}$, ч				
	ЧС-139	ЭК-181	ЭП-450	ЭП-823	ЭП-900
700 ⁰ С, 100 МПа	179	44	203	9	7
700 ⁰ С, 80 МПа	1215	178	790	-	35
670 ⁰ С, 100 МПа	1736	1135	-	74	205
670 ⁰ С, 80 МПа	5615	1532	-	470	1027
650 ⁰ С, 140 МПа	2758	404	1596	-	-
650 ⁰ С, 100 МПа	7085	4061	1938	258	1235

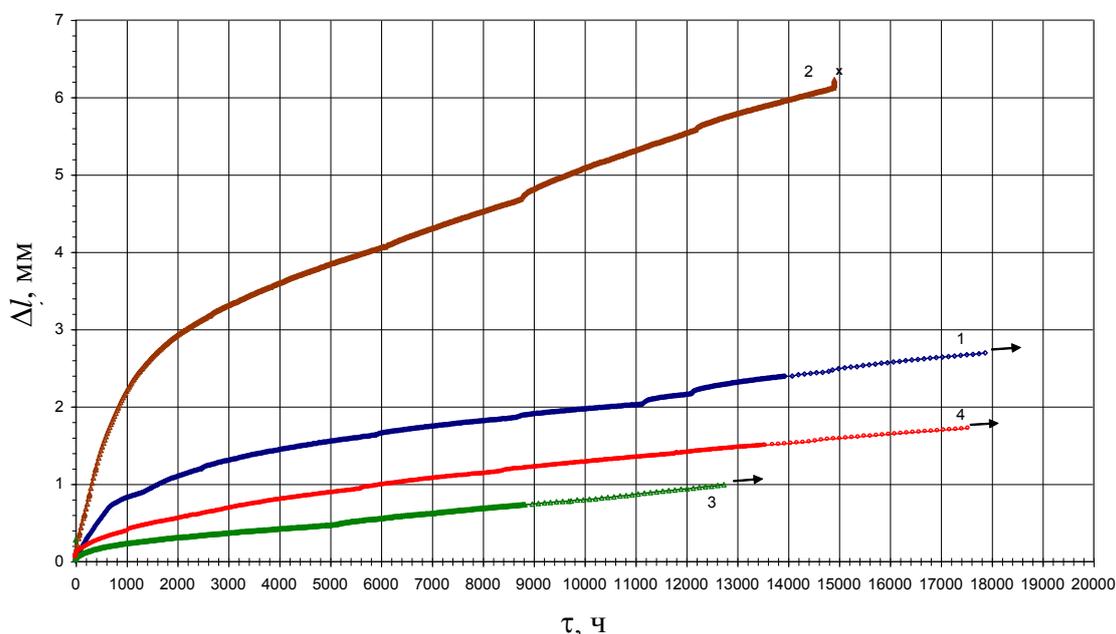


Рис.1 Кривые ползучести продольных образцов стали ЭП-450* - ДУО - пластина, т/о 1150⁰С - 1 час + отпуск 740⁰С - 2 часа:
Т исп. = 700⁰С: 1 - σ = 100 МПа; 2 - σ = 140 Мпа;
Т исп. = 650⁰С: 3 - σ = 100 МПа; 4 - σ = 140 Мпа.

Наибольшую структурную устойчивость и жаропрочность имеет механически легированная сталь ЭП 450-ДУО с вторичными упрочняющими иттрий-титановыми оксидами размером 5-10 нм даже несмотря на то, что она содержит нерастворившиеся при обработке в мельнице крупные первичные оксиды размером до 100-200 нм. При длительных высокотемпературных испытаниях на ползучесть обнаружено незначительное увеличение

размеров вторичных нанооксидов при уменьшении концентрации этих частиц до $8,3 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$. Время до разрушения в стали ЭП 450-ДУО может быть увеличено до ~14000 ч и более при температуре 700°C и высоком напряжении $\sigma = 140 \text{ МПа}$ (рис.1), что совершенно недостижимо в сталях без оксидов.

Работа выполнена по теме «Структура» и частично финансировалась Президиумом РАН (проект № 12-П-2-1043)

ДИСПЕРСИОННО ТВЕРДЕЮЩИЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Афанасьев С.В., Сагарадзе В.В., Волкова Е.Г.

Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Science
afanasiev@imp.uran.ru

Исследована возможность получения эффекта памяти формы в стареющих нержавеющей сталях, упрочняемых частицами карбида VC. В таблице представлены режимы закалки (T1) и упрочняющего старения при 650 и 720°C (T2) нержавеющей сталей 0.20C-14Cr-15Mn-4Si-1V, 0.35C-14Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V и 0.20C-10Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V, которые приводят к различным величинам обратимой деформации δE_{cp} . Значения δE_{cp} определяли после нагрева до 400 °C предварительно изогнутых пластинчатых образцов с максимальной исходной деформацией ~3 %.

Таблица. Изменение величины эффекта памяти формы (δE , %) в различных нержавеющей сталях после различных термических обработок (T1 + T2)

№	Сталь	T1	T2	δE , %
1	0.20C-14Cr-15Mn-4Si-1V	1100°C, 40 мин., Охлаждение	Без термообработки	1.0
			650°C. 3 h	0.8
			650°C. 6 h	0.9
			720°C. 3 h	1.0
			720°C. 6 h	1.4
2	0.35C-14Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V		Без термообработки	0.2
			720°C. 1 h	0.8
			720°C. 3 h	1.3
			720°C. 6 h	Образец разрушен
3	0.20C-10Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V		Без термообработки	2.4
			720°C. 1 h	1.5
			720°C. 3 h	1.8
			720°C. 5 h	2.6
			720°C. 6 h	2.7
			720°C. 10 h	2.5

Увеличение времени «высокотемпературное» старение сталей при 720°C вызывает выделение карбидов VC (рис.1 а,б) и дестабилизирует матрицу по отношению к образованию ϵ -мартенсита при малых степенях холодной деформации, что способствует увеличению значений обратимой деформации δE , % (см. табл.). И только падение

характеристик пластичности при перестаривании стали 35X14Г15Н3С4Ф1 (720°C, 6ч) приводит к разрушению стали в процессе исходного изгиба (см. табл.). Частицы VC часто окружены клубком дислокаций, присутствуют пластины ε-фазы и множество дефектов упаковки (Fig 1 б). По границам зерен в сталях с 14% хрома наблюдается также более крупные выделения карбидов Cr₂₃C₆ (рис. 1 в). Средний размер частиц VC после старения при 720°C, 6ч, в стали 0.20C-10Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V составляет ~13 нм при плотности более 3*10¹⁵ см⁻³. С увеличением температуры и времени выдержки при старении механизм зарождения частиц меняется с гомогенного на гетерогенный (720°C, 6ч и 10ч). Изменение величины эффекта памяти формы δE от 0.8 до 1.4 % в стали 0.20C-14Cr-15Mn-4Si-1V объясняется реализацией стабилизирующего (при 650°C) и дестабилизирующего (при 720°C) старения в результате выделением карбидов VC и Cr₂₃C₆ различного размера, которые способствуют или препятствуют развитию мартенситного γ→ε превращения в процессе исходной холодной деформации [1]. Сталь 0.20C-10Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V с меньшим количеством карбидных фаз имеет наибольшие значения ЭПФ (δE = 1.5 - 2.7 %, см. табл.1).

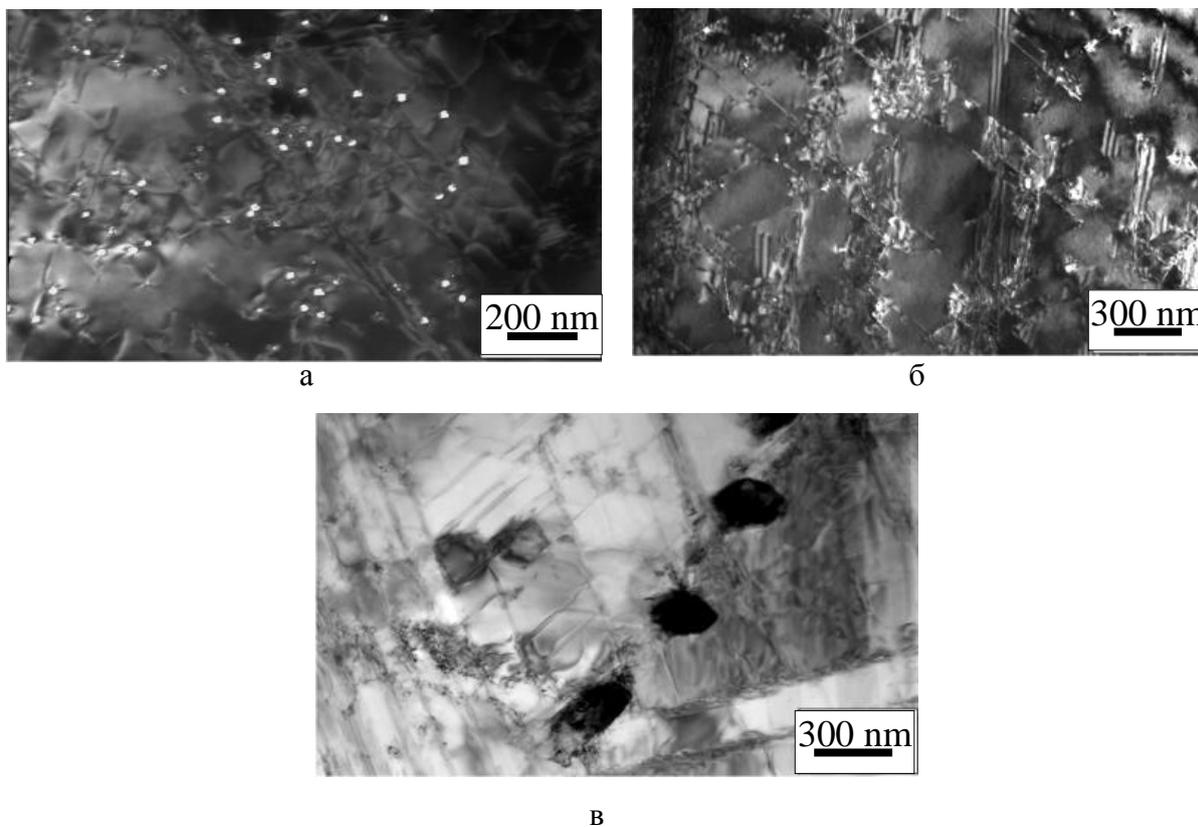


Рис. 1. Структура сталей 20X10Г15Н3С4Ф1 (а) и 35X14Г15Н3С4Ф1 (б,в) после старения при 720°C в течение 3 (а) и 6 (б,в) ч (а, б – темнопольное изображение в рефлексах (220)_{VC}).

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной финансовой поддержке Президиума РАН (проект № 12-П-2-1043).

[1] В.В.Сагарадзе, А.И.Уваров. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург. РИО УрО РАН, 2013, 720 с.

ПРИГОТОВЛЕНИЕ КВАЗИБИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФРИКЦИОННОГО РАСТВОРЕНИЯ НИТРИДНЫХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В Fe-Ni СПЛАВАХ

Шабашов В.А.¹, Борисов С.В.², Афанасьев С.В.¹, Коршунов Л.Г.¹,
Литвинов А.В.¹, Завалишин В.А.¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
shabashov@imp.uran.ru

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

На *Fe–Ni* аустенитных сплавах инварного диапазона с дополнительным легированием хромом и титаном реализована схема деформационно-индуцированного растворения фаз, сформированных в образцах при ионно-плазменном азотировании с последующим образованием вторичных нитридных фаз и изменяющимся на глубину образца составом матрицы.

В дополнительно легированных *Cr* и *Ti* ГЦК *Fe–Ni* сплавах в процессе ионно-плазменного азотирования образуются нитриды *CrN* и *TiN*. Нитридные фазы распределены в поверхностных областях матрицы, мёссбауэровский спектр которой близок к спектру бинарного сплава *Fe–36Ni*. 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 в наковальнях Бриджмэна и в условиях трения скольжения *Fe–Ni–Cr* сплавов вызывает растворение нитридов *CrN* во фрагментированной матрице с уменьшением неоднородности состава на глубину от азотированной поверхности образца по содержанию хрома и азота, а отжиг приводит к повторному формированию нитридов хрома, распределенных на существенно большую глубину в наноструктурированной матрице, имеющей состав, близкий к составу *Fe–36Ni*. Деформация азотированного сплава *Fe–Ni–Ti* сопровождается растворением γ' -фазы (*Ni₃Ti*), сохранившейся в образце. Последующий отжиг образца не приводит к интерметаллидному старению матрицы, так как вместо образования интерметаллидов *Ni₃Ti* формируются нитриды *TiN*.

Предложенная деформационная обработка позволяет получать с градиентной по составу структурой, упрочненную дисперсными нитридами. Для сплавов с зависимыми от состава физическими свойствами, такие, например, как инвары, это позволяет регулировать КТР на глубину образца, т.е. создавать квазибиметаллы.

Работа поддержана грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а) и УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Мазухина Е.А., Приймак Е.Ю.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ОГУ, Россия
elizaveta12011990@rambler.ru

В настоящее время для геологоразведочного бурения на твердые полезные ископаемые широко используются стальные бурильные трубы с приваренными замками. Отличительной особенностью таких труб является наличие в них четырех конструктивных элементов: тело трубы, зона сварного соединения и приварные замковые детали, выполненные из более прочной стали. Зона сварного шва является одним из наиболее слабых элементов бурильной трубы. По расчетам на прочность бурильной колонны для бурения на неглубокие скважины

до 1500 м с учетом запаса прочности предел текучести тела буровой трубы размера N (диаметром 70 мм и толщиной стенки 5 мм) должен быть не менее 425 МПа.

В связи с этим целью исследования явилась оценка возможности применения электросварных трубных заготовок стали 22ГЮ(поставки ОАО «Уралтрубмаш»), предварительно упрочненных посредством наклепа, для производства буровых труб для комплексов ССК с приварными замками.

Ранее проведенные исследования [1] позволили выявить, что температура интенсивного развития процесса рекристаллизации, сопровождающегося резким снижением твердости, у исследуемой стали составляет 700 °С. Полученные результаты предполагают проведение отжига сварного соединения при температуре, не превышающей 700 °С, во избежание интенсивного разупрочнения зоны отжига сварного соединения. В качестве материала замковой части применяется сталь 40ХН2МА, которая предварительно подвергается термической обработке, состоящей из закалки от 850 °С в масло и отпуска при температуре 600 °С в воду, в ходе такой термической обработки формируются структура сорбита отпуска.

В производственных условиях отжиг сварного соединения осуществляется на установке индукционного нагрева СЧГ-3. В ходе термической обработки параметры тока и напряжения подбирались таким образом, чтобы температура нагрева металла соответствовала не более 700 °С, время выдержки составило 90 с.

Результаты микроструктурного анализа показывают, что у сварного соединения 22ГЮ-40ХН2МА после проведения отжига структура стали 22ГЮ в зоне нагрева представляет собой однородную мелкозернистую феррито-перлитную смесь. Со стороны стали 40ХН2МА структура равномерная и изменение твердости незначительное.

Результаты механических испытаний на разрыв и ударную вязкость исследуемого сварного соединения представлены в таблице 1. Анализ полученных данных показывает, что прочностные характеристики сварного соединения, не подвергавшегося отжигу, наиболее высокие, однако при этом пластические характеристики и ударная вязкость весьма низкие, что свидетельствует о необходимости проведения термической обработки сварного соединения для снятия внутренних напряжений и устранения хрупкости.

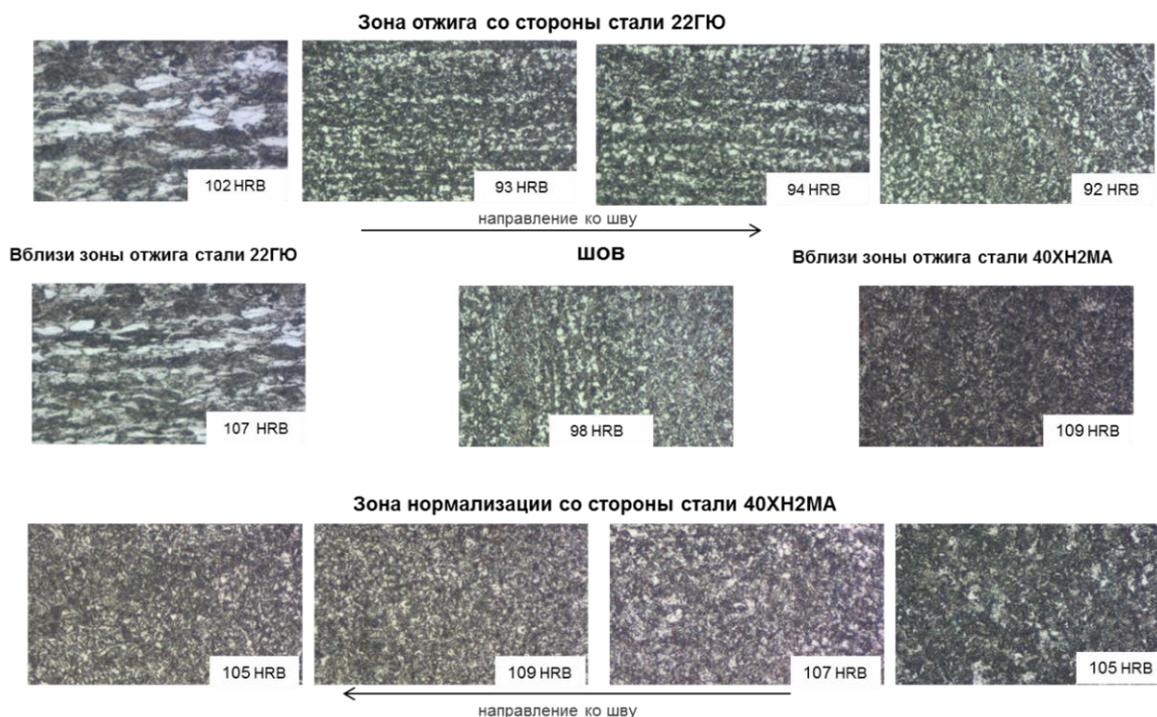


Рисунок 1 – Микроструктура сварного соединения сталей 22ГЮ-40ХН2МА после отжига, $\times 500$

Механические свойства сварного соединения без отжига и после отжига

Марка стали	Предел текучести σ_{02} , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²
22ГЮ без отжига	653	710	4,5	58,3-60,5
22ГЮ с отжигом	490	571	20	185-210

Таким образом, после индукционного отжига сварного шва при температуре, не превышающей температуру интенсивного развития рекристаллизации, зона сварного шва обладает высокой ударной вязкостью при некотором снижении прочностных характеристик. Прочностные характеристики, полученные после отжига сварного соединения 22ГЮ-40ХН2МА находятся на нижнем уровне требований.

[1] Мазухина, Е.А. Оценка сопротивляемости разупрочнению при нагреве деформированных трубных сталей / Е.А. Мазухина, Е.Ю. Приймак, В.И. Грызунов // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXII Уральской школы металловедов-термистов. – Орск: Издательство ОГТИ (филиала) ОГУ, 2014. – С. 36-39.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРЩИН И ПЕРЕХОДНЫХ ОБЛАСТЕЙ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ГРАФЕНОВЫХ НАНОЛЕНТАХ

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

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

Графен, широко известный благодаря своим необычным свойствам обладает высокими значениями жесткости при растяжениях, однако его изгибная жесткость близка к нулю. По этой причине данный материал склонен к формированию морщин под действием различных сил (упругая деформация, нагревание на подложке, наноиндентирование и др.). При изменении топологии поверхности возникают локальные упругие деформации, которые оказывают влияние на электронные свойства материала. Это явление может быть использовано при исследованиях возможностей разработки нового поколения электроники, основанной на графеновых материалах.

В недавней работе авторов [1] были проанализированы геометрические свойства морщин в наноленте графена с защемленными краями, находящимися в условиях однородной плоской деформации. Были установлены зависимости длины волны, амплитуды, и ориентации морщин от компонент однородной деформации и ширины. Однако изучены были наноленты относительно малого размера. В настоящей работе изучены морщины и переходные области - ринклоны удваивающие длину волны морщин в упруго деформированных графеновых нанолентах с защемленными краями (рис. 1а).

Нанолента была упруго деформирована $\varepsilon_{xx}=-0.08$, $\varepsilon_{yy}=0.1$. Сжимающая деформация в направлении ширины наноленты обеспечивала появление в ней одноосных морщин, ориентированных вдоль длины наноленты. На краях наноленты параллельных оси X задавались фиксированные перемещения атомов углерода, соответствующие морщинам с длинами волн λ_1 и $\lambda_2=\lambda_1/2$, что для данной ширины наноленты соответствует 1 и 2 полным длинам волны. Область перехода (ринклон) задавалась на расстоянии $0,1M$ от края наноленты, где M – длина наноленты.

Показано, что с удалением от закрепленного края наноленты повышается энергетическая выгодность увеличения длины волны морщин. Установлено, что различные начальные условия приводят к устойчивым конфигурациям ринклонов с различной топологией. В области ринклона обнаружено локальное повышение плотности энергии по сравнению с уровнями энергии морщин, соединяемых ринклоном, что объясняется значительными упругими искажениями решетки в переходной области (рис. 1 б-с).

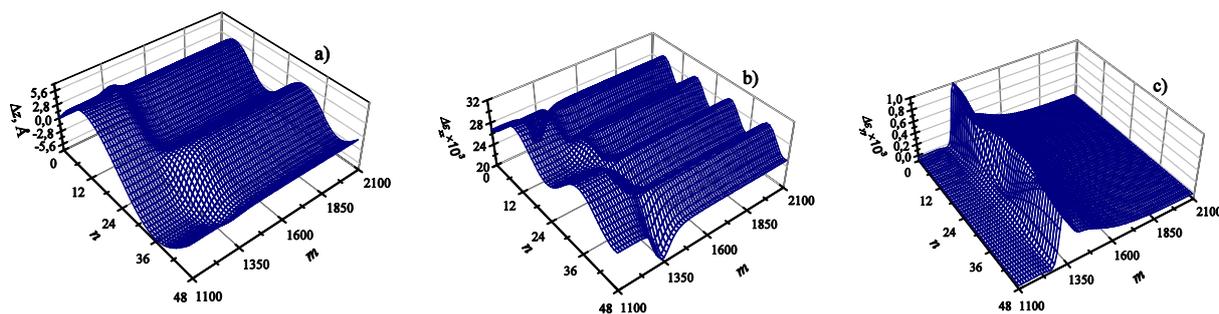


Рис. 1. Общий вид ринклона в графеновой наноленте (а), соответствующие ему приращения упругих деформаций $\Delta\varepsilon_{xx}$ (б) $\Delta\varepsilon_{yy}$ (с)

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-97029-р поволжье_a.

[1] Vaimova J. A., Dmitriev S.V., Zhou K., and Savin A. V. Unidirectional ripples in strained graphene nanoribbons with clamped edges at zero and finite temperatures. Physical review B. 2012 V. 86. P.035427.

ОПЫТ ПОЛУЧЕНИЯ ПСЕВДОБИМЕТАЛЛА НА ИНВАРНОМ СПЛАВЕ Н32

Завалишин В.А.¹, Сагарадзе В.В.¹, Катаева Н.В.¹, Платонов В.В.², Осипов В.В.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, С.Ковалевской, 18,

²Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Амундсена 106,
zavali@imp.uran.ru

На метастабильном сплаве железа с 32 мас.% никеля (Н32) в аустенитном состоянии получено подобие биметалла (псевдобиметалла) путем формирования с одной стороны пластинки концентрационно неоднородного мелкозернистого аустенита с высоким коэффициентом термического расширения (КТР), а с другой стороны обычного аустенита с низким КТР и с достаточно резкой границей между слоями. В результате этого пластинка начинала изгибаться при изменении температуры. Измерения изгиба при охлаждении до -55 и нагреве до $+95^\circ\text{C}$ от комнатной температуры соответствовали разности КТР слоев обычного биметалла $6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$. Получены псевдобиметаллические пластинки толщиной от 0.2 до 2 мм.

Возможность изменения КТР Fe-Ni аустенита обусловлена диффузионным перераспределением никеля, происходящим при медленном нагреве смеси мартенсита и аустенита. В работе [1] показано, что относительно быстрое «расслоение» на обедненную (мартенсит) и обогащенную никелем (аустенит) составляющие происходит при отжиге в течение десятка часов только в сплавах, находящихся в двухфазном мартенситно-аустенитном состоянии. Выдержки в течение сотен часов железо-никелевых сплавов при 300 -500° С в однофазном аустенитном состоянии еще не вызывают ни перераспределения никеля, ни диффузионного распада в соответствии с диаграммой равновесия Fe—Ni.

Если, например, сплав Fe-36%Ni расслоится на составы 50% Н31 и 50% Н41, то КТР сплава при 0°С изменится от $1 \cdot 10^{-6}$ до $5 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Однако Н36 не переходит в альфа-состояние при охлаждении в жидком азоте. Нами исследован близкий по составу сплав Н32, переходящий в мартенситное состояние при охлаждении в жидком азоте. Основная проблема заключалась в приготовлении пластинки, находящейся до половины толщины в $\alpha+\gamma$ -состоянии, а оставшейся половины в чисто γ -состоянии. Это осуществлялось с помощью лазерного нагрева сплава в исходном $\alpha+\gamma$ состоянии. Далее, в результате медленного нагрева в смеси $\alpha+\gamma$ происходило расслоение по никелю, а в чисто γ -состоянии во второй половине образца расслоения не происходило. Последующий быстрый нагрев (до 570°С) в однофазную γ -область переводил сплав в чисто аустенитное состояние с фиксацией расслоения на половине толщины пластинки.

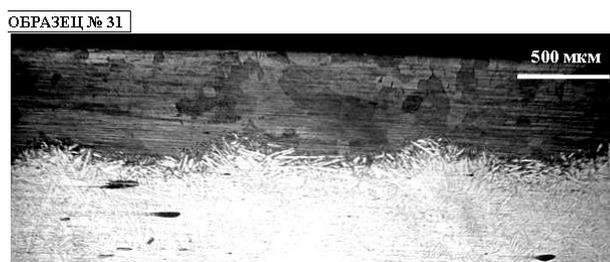


Рис. Аустенитный (сверху) и мартенситный (80% α -фазы) слои после сканирования лучом лазера поверхности сплава Н32 (направление сканирования перпендикулярно рисунку со скоростью 15мм/с, мощность луча 250Вт, диаметр фокуса 1,5мм, шаг сканирования 1мм).

Работа поддержана РФФИ (проект 12-03-00013а) и Президиумом РАН (проект № 12-П-2-1043).

[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.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Калетина Ю.В., Счастливец В.М., Герасимов Е.Г., Пилюгин В.П., Казанцев В.А.

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

Ферромагнитные сплавы на основе тройной системы Ni-Mn-In относятся к материалам, обладающих магнитной памятью формы, магнитокалорическим эффектом и другими практически важными свойствами, которые позволяют применять их в устройствах современной техники. В этих сплавах нестехиометрических составов наблюдается сложная последовательность фазовых и магнитных переходов [1, 2]. Технология получения сплавов, последующая их обработка, внешние воздействия оказывают существенное влияние на структуру и физические свойства. Для целенаправленного поиска оптимальных составов сплавов с близкими температурами мартенситных и магнитных фазовых переходов необходимо проведение всесторонних исследований таких материалов. Поэтому целью настоящей работы являлось исследование влияния пластической деформации на структуру и фазовые переходы серии новых синтезированных тройных сплавов на основе Ni-Mn-In.

После выплавки исследуемые сплавы подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. После отжига сплавы подвергали интенсивной пластической деформации методом сдвига под давлением 8 ГПа. Степень деформации варьировали от 0,25 до 5 оборотов.

Структуру образцов после деформации исследовали с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, определяли микротвердость, магнитометрическими методами определяли положение температуры мартенситного превращения.

В высокотемпературном состоянии исследуемые сплавы имеют атомноупорядоченную кубическую структуру L2₁. После отжига структура всех сплавов поликристаллическая. Размер зерна изменялся от 200 до 100 мкм в зависимости от химического состава сплавов. При охлаждении во всех сплавах наблюдали фазовый переход мартенситного типа, который может происходить как при комнатной, так и при более низких температурах.

Показано, что после интенсивной пластической деформации наблюдается субмикро- и нанокристаллическая структура с размером отдельных кристаллитов от 10 до 50 нм. Измельчение кристаллической структуры приводит к изменению физико-механических свойств сплавов, а именно увеличению микротвердости и изменению характера изломов деформированных образцов.

Установлено, что с увеличением степени деформации под давлением 8 ГПа микротвердость во всех исследованных сплавах возрастает в 1,5-2 раза по сравнению с исходным состоянием после отжига. Существенные изменения наблюдаются в изменении характера изломов. На расстоянии 0,5 R от центральной части деформированных образцов увеличивается доля вязкой составляющей в изломе при увеличении степени пластической деформации.

Магнитометрические измерения показали, что интенсивная пластическая деформация не приводит к изменению температуры мартенситного перехода исследуемых сплавов.

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.

- [1] Калетина Ю. В., Счастливцев В. М., Фокина Е. А. ПЖТФ, 2013, т. 39, вып. 6, с. 71-79.
- [2] Калетина Ю. В., Герасимов Е. Г., Счастливцев В. М., Фокина Е. А., Терентьев П.Б. ФММ, 2013, т. 114, № 10, с. 911-918.

АВТОРСКИЙ ИНДЕКС

Dvorak J. 99
Sklenicka V. 99
Wanderka V. 202

А

Абрамова А.Н. 17
Агеев В.С. 204
Аккузин С.А. 49
Аксёнов Д.А. 55, 57
Александров А.В. 116
Алексеев М.А. 131
Алисова Г.В. 58
Алсараева К.В. 74, 115, 186
Антонова О.В. 105, 140
Арапов А.И. 93
Арбузов В.Л. 60, 151
Астафурова Е.Г. 52, 53, 73
Астафьев В.В. 81, 116
Афанасьев С.В. 204, 206, 208
Ахунова А.Х. 170

Б

Бабанов Ю.А. 163
Баимова Ю.А. 174
Бакиева О.Р. 19
Бараз В.Р. 107
Баранникова С.А. 153
Баранов Г.В. 187
Бармин А.Е. 9
Батаев В.А. 74
Бахметьев А.М. 131
Бащенко Л.П. 15
Баянкин В.Я. 19, 47, 76, 88
Беликов С.В. 93
Белов В.Ю. 187
Белозеров В.В. 71
Белослудцева Е.С. 117, 128
Бердников А.А. 58
Бердников Ант.А. 58
Бетехтин В.И. 99
Благовещенский Ю.В. 187
Бобров А.А. 147, 172, 188, 189, 191
Болдин М.С. 187
Бондаренко К.Ю. 115
Борисов С.В. 208
Бродова И.Г. 7, 20, 81, 116
Будовских Е.А. 15
Буйнова Л.Н. 54

Буреев О.А. 19
Бутусова Е.Н. 129, 131
Быков П.В. 19, 47

В

Валиев Э.А. 84
Валитов В.А. 122, 145, 155, 170
Валитова Э.В. 145, 155, 170
Валиуллин А.И. 86
Валова-Захаревская Е.Г. 159
Вахонина К.Д. 61
Верхорубов В.В. 135
Викарчук А.А. 17
Вильданова Н.Ф. 148, 204
Вирясова Н.Н. 129
Власова А.М. 199
Волков А.Ю. 105, 116, 140
Волкова Е.Г. 87, 206
Воробьев В.Л. 19, 47
Воронин В.И. 86
Воронова Л.М. 40, 113, 124

Г

Гаан К.В. 106
Галеев Р.М. 24, 31
Ганеев А.А. 122
Гаранов Н.Е. 11, 58
Георгиев М.Н. 87
Герасимов Е.Г. 213
Гервасьев М.А. 11
Гервасьева И.В. 138
Гильмутдинов Ф.З. 19
Гладковский С.В. 24
Глезер А.М. 6, 50, 82
Глущенко М.А. 95
Голосиенко С.А. 120
Горностырёв Ю.Н. 183
Гохфельд Н.В. 54
Грабовецкая Г.П. 127, 152
Гринберг Б.А. 36, 199
Громов В.Е. 15, 21, 74, 115, 186
Грызунов М.Н. 17
Грызунова Н.Н. 30
Грязнов М.Ю. 129, 131, 187, 188, 189, 191
Гундеров Д.В. 118
Гусев Д.В. 20

Д

Давыдов Д.И. 48
Давыдова Н.А. 28
Данилов С.Е. 60
Дегтярёв М.В. 40, 113, 124
Дельгадо Рейна С.Ю. 120
Демидов С.А. 61
Демидова М.А. 131
Денисова А.Г. 30
Дерягина И.Л. 159
Дитенберг И.А. 6
Дмитриев С.В. 170, 210
Добаткин С.В. 73, 136
Добромыслов А.В. 62, 84
Долгих С.М. 42
Дорогов М.В. 17
Дорофеев Г.А. 108
Дружков А.П. 151

Е

Егорова Л.Ю. 43, 64, 138
Елистратова Е.Н. 20
Елохина Л.В. 116
Елсуков Е.П. 198
Еремина М.А. 198
Ермаков А.В. 20

Ж

Жигалова М.Ю. 145
Жилин А.С. 11
Жиляков А.Ю. 93
Жихарев А.В. 88

З

Завалишин В.А. 35, 133, 208, 211
Заматовский А.Е. 88
Зеленская Г.И. 95
Зельдович В.И. 42, 106, 136
Земцова Н.Д. 46, 89
Землякова Н.В. 90, 156
Золоторевский Н.Ю. 165
Зубарев Е.Е. 95
Зубков А.И. 9, 71, 95
Зуев Л.Б. 153
Зуев Ю.Н. 177

И

Иванов М.А. 36
Иванов С.М. 108
Иванов Ю.Ф. 12, 21, 74, 115
Ивченко М.А. 202

К

Кабанова И.Г. 35, 177
Кадомцев Б.К. 99
Казанцева Н.В. 48
Калетина Ю.В. 213
Калинин Г.Ю. 65, 133
Калубаев Е.А. 110
Кардашев Б.К. 99
Карькин И.Н. 180, 183
Карькина Л.Е. 180, 183
Катаева Н.В. 23, 35, 56, 65, 86, 133, 204, 211
Кашаев Р.М. 143
Кащенко М.П. 166
Кикин П.Ю. 14
Клецова О.А. 103
Климова И.Н. 88
Клопотов А.А. 21
Клюкин И.В. 116
Клюкина М.Ф. 35, 177
Кобенко М.Н. 182
Кобзарева Т.Ю. 15
Козлов А.Ю. 17
Козлов К.А. 23,
Козлова М.А. 182
Козлова Н.А. 129, 131
Козлова Т.А. 52
Колотов А.А. 19
Комкова Д.А. 140
Коновалов С.В. 115, 186
Конькова Т.Н. 142
Копылов В.И. 131, 147, 172, 188, 189, 191
Корзников А.В. 24, 31, 49, 142, 143
Корзникова Г.Ф. 142, 143
Корзникова Е.А. 210
Коробов Ю.С. 135
Коршунов А.В. 127
Коршунов Л.Г. 38, 88, 208
Котенков П.В. 7
Коуров Н.И. 54, 128
Кочеткова Т.Н. 204
Кошовкина В.С. 53, 73
Красноперова Ю.Г. 40, 124
Кривошеина М.Н. 182
Круглов А.А. 133

Крылова С.Е. 103
Крысина О.В. 12
Кузнецов А.Р. 180, 183
Кунцевич Т.Э. 68
Куранова Н.Н. 69, 117, 128

Л

Ладьянов В.И. 81, 108
Лебедев Ю.А. 57
Легчило В.В. 11
Лежнин Н.В. 126
Леонтьева-Смирнова М.В. 70, 204
Литвинов А.В. 23, 56, 71, 208
Литовченко И.Ю. 49, 70
Ломаева С.Ф. 198
Лопатин Ю.Г. 129, 131, 147, 172, 187, 189
Лутфуллин Р.Я. 155, 170
Луценко Е.В. 71
Лыкова О.Н. 152
Ляшков К.А. 23

М

Мазухина Е.А. 208
Майер Г.Г. 52, 53, 73
Майков В.В. 7
Майкова Г.В. 106
Макаров А.В. 26, 28, 43, 101, 106, 135, 143
Макаров В.В. 69
Макаров С.В. 110, 193
Малыгина И.Ю. 26, 28, 143
Мальцева Л.А. 9, 61
Марченкова Е.Б. 128
Мелехин Н.В. 129, 147, 172, 187
Мельников Е.В. 52, 53, 73
Меньшикова С.Г. 81
Мерсон Д.Л. 17
Миронов С.Ю. 142
Михайлов А.С. 131
Михайлов С.Б. 184
Михайлова Н.А. 184
Мишин И.П. 127
Морозов К.В. 74
Морозова А.Н. 126
Москвичев А.А. 156
Мусабилов И.И. 16, 77
Мухомедьянова Л.М. 145
Мушникова С.Ю. 65, 133
Мышляев М.М. 142, 189, 191

Н

Найден Е.П. 49
Найденкин Е.В. 73, 127
Нарыкова М.В. 99
Насонов П.А. 106
Невежин С.В. 135
Невский С.А. 186
Никитина А.А. 204
Никифорова С.М. 11
Николаенко А.А. 146
Новикова О.С. 105
Новосёлов А.А. 76
Носкова Н.И. 5, 148, 149, 150
Нохрин А.В. 129, 131, 147, 172, 187, 188,
189, 191

О

Овсянников Б.В. 20
Одесский П.Д. 73
Озерец Н.Н. 61
Окулов А.В. 69
Орлова Д.К. 40
Осинцева А.Л. 43
Осипов В.В. 211

П

Пазилова У.А. 120
Папилов И.И. 146
Паранин С.Н. 198
Пацелов А.М. 113
Перевезенцев В.Н. 14, 39, 168
Перминов Д.А. 151
Петрикова Е.А. 12
Печеркина Н.Л. 23, 60, 177
Печина Е.А. 76, 108
Пещаяев Р.М. 129, 131
Пилогин В.П. 40, 45, 54, 56, 62, 64, 84, 213
Пирожникова О.Э. 147, 172, 188, 189, 191
Пискунов А.В. 147
Платонов В.В. 211
Плотников В.А. 110, 193
Полехина Н.А. 70
Пономарёв Д.А. 169
Попов А.А. 68, 93
Попов В.В. 153
Попова Е.Н. 159
Попцов М.Е. 20
Потекаев А.И. 21, 193
Приймак Е.Ю. 200, 208

Пушин А.В. 68
Пушин В.Г. 54, 68, 69, 117, 128, 197, 202
Пушкин М.С. 175

Р

Рааб Г.И. 55, 57
Рааб Г.К. 99
Раточка И.В. 127, 152
Ригмант М.Б. 48
Родионов Д.П. 138
Романов Е.П. 48
Русин Е.Е. 14
Рыбин В.В. 165

С

Саврай Р.А. 28, 43
Сагарадзе В.В. 35, 56, 60, 65, 71, 86, 87, 133,
177, 204, 206, 211
Сандлер Н.Г. 131
Сарафанов Г.Ф. 168
Сарычев В.Д. 186
Сафаров И.М. 16, 24, 31, 210
Сахаров Н.В. 147, 187
Свирина Ю.В. 168
Семовских С.В. 20
Сергеев А.В. 153
Сергеев С.Н. 24, 31, 77
Смирнова Е.С. 129
Соболева Н.Н. 26
Соболь О.В. 9
Соколов Б.Ю. 78
Степанов С.П. 129
Степанова Н.Н. 48
Степанчукова А.В. 200
Стоев П.И. 146
Столбовский А.В. 153
Стукалов В.Ю. 117
Суаридзе Т.Р. 64, 138
Сундеев Р.В. 82
Счастливец В.М. 120, 213

Т

Табатчигова Т.И. 43, 120
Талуц Н.И. 62, 84
Тересов А.Д. 12
Терещенко Н.А. 200
Титоров Д.б. 169
Ткачук Г.А. 58, 135
Толмачёв Т.П. 45, 64

Томчук А.А. 50
Трофимов Е.А. 155
Тряев П.В. 131
Тузов Ю.В. 146
Тукеева М.С. 52, 53, 73
Туч Е.В. 182
Тюменцев А.Н. 6, 49, 70
Тюрьков М.Н. 17, 30

У

Уксусников А.Н. 69, 128
Устинов В.В. 169
Ушанова Э.А. 165

Ф

Фаизов И.А. 55, 57
Фаизова С.Н. 55, 57, 99, 156
Фарбер В.М. 126
Филиппов М.А. 11, 58, 135
Филиппов Ю.И. 133, 149
Фролова Н.Ю. 42, 106, 136

Х

Хадыев М.С. 11, 58
Харьков О.А. 65
Хейфец А.Э. 42, 106, 136
Хлебникова Ю.В. 64, 138
Хлусова Е.И. 120
Хомская И.В. 106, 136
Хомякова Г.В. 73
Хотинов В.А. 126

Ч

Чашина в.Г. 166
Чашухина Т.И. 40, 113, 124
Чегуров М.К. 129, 131
Черненко Н.Л. 38
Чернов В.М. 70
Чувильдеев В.Н. 129, 131, 147, 172, 187,
188, 189, 191
Чуракова А.А. 118
Чурбаев Р.В. 148, 149

Ш

Шабашов В.А. 8, 23, 56, 71, 88, 208
Шалимова А.В. 82
Шарапова В.А. 61

Шарипов И.З. 77
Шарипов М.З. 78
Шафеев М.Р. 30
Шаяхметов Р.У. 155
Ширинкина И.Г. 81
Шишкин Д.А. 48
Шляхова Г.В. 153
Шорохов Е.В. 42, 106, 136
Шотин С.В. 129, 147, 172, 187, 188, 189, 191

Щ

Щербань М.Ю. 39

Ю

Юровских А.С. 26
Юшкова Д.Р. 108

Я

Яблонских Т.И. 81, 116
Яковлева И.Л. 120, 200
Ямпольский В.Д. 65

Ответственный за выпуск – *А.В. Литвинов*

Отпечатано на ризографе ИФМ УрО РАН тираж 110 экз.
Объем 9.1 печ.л. формат А4 зак. 44
620990 г. Екатеринбург ГСП 170 ул. С. Ковалевской, 18