

Министерство науки и высшего образования РФ
Российская академия наук
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Башкирский государственный университет

**Открытая школа-конференция стран СНГ
«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»**

**Уфа, Республика Башкортостан, Россия
3-7 октября 2022 г.**



УМЗНМ

СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ

Уфа
РИЦ БашГУ
2022

УДК 539.3/.5+620.18+621.7
ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62
У51

Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы:

У51 сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ
(г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия, 3-7 октября 2022 г.) / отв. ред.
А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2022. – 168 с.

ISBN 978-5-7477-5534-5

В сборнике представлены последние достижения в области разработки и исследования ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Представленные доклады посвящены проблемам получения и изучения микро- и атомной структуры, физических и механических свойств этих материалов, а также результатам исследования фазовых превращений и структуры границ зерен в них. Рассмотрены вопросы обработки и практического применения ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов.

Ultrafine grained and nanostructured materials:

Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 2022, october, 3-7). – Ufa, Bashkir State University, 2022. – 168 p.

The book presents the latest achievements in the development and study of ultrafine grained and nanostructured materials. The reports presented are devoted to the problems of processing and studies of the micro- and atomic structure, physical and mechanical properties of these materials and the results of studies of phase transformations and grain boundary structure in them as well. Problems of practical applications of ultrafine grained and nanostructured materials are considered

УДК 539.3/.5+620.18+621.7
ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62

ISBN 978-5-7477-5534-5

© БашГУ, 2022
© ИПСМ РАН, 2022

ОСАЖДЕНИЕ И РАСПЫЛЕНИЕ АТОМОВ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ПАДЕНИИ, МОДЕЛИРУЕМОЕ ЦЕПОЧКОЙ ФРЕНКЕЛЯ-КОНТОРОВОЙ

Д.У. Абдуллина^{1,2}, Е.А. Корзникова^{1,2}, С.В. Дмитриев²

¹*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

²*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*

dina.abdullina25@gmail.com

В настоящее время различные методы модификации поверхности приобретают все большую популярность в силу своей возможности значительно увеличивать ресурс изделий из самых разных материалов. Одним из таких методов является ионная имплантация в процессе которой поверхность металла или сплава подвергается бомбардировке высокоэнергетическими ионами или молекулами. Для определения оптимальных параметров взаимодействия поверхности с бомбардируемыми частицами в ряде случаев может быть успешно использовано моделирование. В данной работе представлен численный эксперимент реализованный методом молекулярной динамики, где в одномерном приближении моделируется удар молекулы из атомов K со скоростью V_0 о свободный конец цепи Френкеля-Конторовой. В зависимости от значений K и V_0 наблюдаются разные сценарии взаимодействия молекулы с цепью. Интересно, что коэффициент распыления Y как функция V_0 демонстрирует немонотонную зависимость. Это объясняется тем, что сверхзвуковые краудионы могут иметь дискретный набор скоростей распространения. Когда V_0 таково, что эффективно возбуждаются сверхзвуковые краудионы, последние передают энергию вглубь цепочки, и распыление минимально. Полученные результаты качественно объясняют физику бомбардировки поверхности кристалла атомными кластерами.

Краудионы могут двигаться по плотным атомным рядам с дозвуковой и даже сверхзвуковой скоростью. Сверхзвуковые краудионы (или антикинки) изучались с помощью одномерных решеток Клейна-Гордона [1], двумерных решеток Морса и ГЦК-решеток. Движущиеся краудионы переносят массу и энергию, играя важную роль в структурных превращениях материалов при высокоэнергетических ударах.

Цепь Френкеля-Конторовой [2] использовалась для изучения переноса массы краудионами, инициируемого ударом молекулы о конец цепи. Было показано, что молекуле требуется гораздо меньше энергии для инициирования краудионов в цепи по сравнению с одиночным атомом.

В данной работе модель цепи Френкеля-Конторовой используется для анализа модификации поверхности кристалла при ударе молекулы при различных значениях скорости удара V_0 и числа атомов в молекуле K . Произведена оценка количества осажденных или распыленных атомов в зависимости от начальных условий распыления. Установлено, что важную роль в этих процессах играет образование сверхзвуковых одиночных и/или множественных краудионов.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания ФГБОУ ВО «УГАТУ» (соглашение №075-03-2022-318/1) молодёжная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях» для Д.У.А. (проведение расчетов), гранта НШ-4320.2022.1.2 для Е.А.К. (анализ и обсуждение полученных результатов), гранта РНФ 21-12-00229 для С.В.Д. (постановка задачи, концептуализация исследования).

Литература

1. Savin A. V. Supersonic regimes of motion of a topological soliton // J. Exp. Theor. Phys. – 1995. – V. 81. P. 608.
2. Dmitriev S. V., Korznikova E. A. and Chetverikov A. P. Supersonic N-crowdions in a two-dimensional Morse crystal // J. Exp. Theor. Phys. – 2018. – V. 126. P. 347-352.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗОННОЙ ДИАГРАММЫ НАНОСТРУКТУР ОКСИДА ЦИНКА

Н. А. Авдеев, Митина А. Н.

Петрозаводский государственный университет, Петрозаводск

Ширина запрещенной зоны является основным параметром, который определяет оптические, электрические свойства полупроводникового материала. Расчет энергетической диаграммы оксида цинка проводился с помощью программного пакета Gamess/Firefly предназначенного для проведения квантово химических расчетов [1], расчеты выполнялись методом Хартри-Фока.

На диаграмме, рис. 1 представлена зависимость энергии ширины запрещенной зоны от размера структуры H-ZnO-H. Как видно из представленной зависимости значение ширины запрещенной зоны уменьшается с увеличением размера структуры. Ширина запрещенной зоны изменяется от значения 10,3 эВ для структуры (Zn₄H₄O₄) содержащей 4 атома цинка в оксиде и стабилизируется на уровне $E_g = 3,52$ эВ для структур Zn₆₄H₃₂O₆₄, содержащих атомов 64 атома цинка и приближаются достаточно близко к значению запрещенной зоне объемного оксида цинка $E_{g\text{таб}} = 3,36$ эВ.

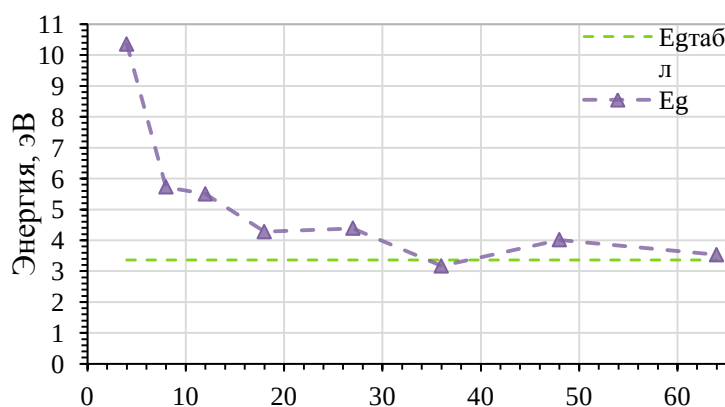


Рис.1 Зависимость ширины запрещенной зоны от числа атомов Zn в кластере ZnO

Данная зависимость демонстрирует влияние квантово-размерного эффекта на энергетическую диаграмму кристалла. С учетом перспективности наноразмерных структур оксида цинка [2]. С помощью проведенного компьютерного эксперимента можно оценить величину оптического диапазона поглощения или фотолюминесценции мелкодисперсных структур этого материала.

Литература

1. <https://www.msg.chem.iastate.edu/gamess/download.html>
2. Podrezva L. V., Cauda V., Cicero G., Abdullin Kh.A. Morfology and properties of ZnO nanowires grown in the different water solutions// Материалы международной конференции “Colloids and nanotechnologies in industry”, Алматы, КазНТУ. – 30-31 октября 2012 г – с. 20

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И КОРРОЗИЮ СПЛАВА 1570С

Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдилов, Р.Р. Загитов, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
avtokratova@imsp.ru

Исследовано влияние режимов гомогенизирующего отжига слитка из алюминиевого сплава 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, масс. %) на структуру, твердость и сопротивление коррозии. Данный сплав является одним из наиболее высокопрочных среди термически неупрочняемых алюминиевых сплавов, благодаря относительно высокому содержанию в нем магния, обеспечивающему твердорастворное упрочнение, а также присутствию таких легирующих элементов переходных металлов, как Sc и Zr. Последние в основном выделяются при гомогенизации из твердого раствора в составе дисперсной фазы $Al_3(Sc,Zr)$, когерентной с матрицей и обеспечивающей, наряду с дисперсионным твердением, стабилизацию структуры и структурное упрочнение. Как правило, чем ниже температура и длительность отжига, тем более дисперсные фазы формируются при гомогенизации, что обуславливает более высокую прочность сплава. Однако проведение низкотемпературной гомогенизации зачастую не приводит к требуемому устранению химической неоднородности, возникающей при кристаллизации.

Цель работы заключалась в оптимизации режимов термообработки слитков из сплава 1570С за счет многоступенчатой гомогенизации.

Гомогенизацию слитка сплава 1570С проводили по схеме двухступенчатого отжига. На первой ступени слиток был подвергнут отжигу при температуре 360°C в течение 6 часов (режим, рекомендуемый разработчиками сплава). На второй ступени отжиг проводили в интервале температур 400-520°C в течение 1 часа. Структуру сплава анализировали с помощью стандартных методов оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Микротвердость оценивали по Виккерсу. Сопротивление коррозии исследовали гравиметрическим методом.

После первой ступени отжига в матрице сплава наблюдались дисперсоиды $Al_3(Sc,Zr)$ диаметром 5-10 нм с плотностью распределения $2 \times 10^4 \text{ мкм}^{-3}$. Средний размер зерна при этом составил 25 мкм, а микротвердость сплава была 105 Нv. Вблизи границ зерен присутствовали довольно крупные метастабильные Al_3Mg_2/Al_8Mg_5 фазы, наследуемые от литой структуры. Это свидетельствовало о незавершенности гомогенизации на первой ступени, несмотря на то, что температура отжига значительно превышала температуру сольвуса для Mg в данном сплаве (250°C). Проведение второй ступени отжига не оказало заметного влияния на средний размер зерна, но привело к дополнительному выравниванию содержания Mg в твердом растворе и постепенному растворению метастабильных фаз. При этом твердость сплава снижалась после отжига при температурах выше 450°C и составила 85 Нv при 520°C. Такое поведение сплава было обусловлено укрупнением дисперсоидов до 20-50 нм с соответствующим уменьшением их плотности до $5 \times 10^3 \text{ мкм}^{-3}$ при сохранении их когерентности с матрицей.

Вместе с тем после высокотемпературной ступени гомогенизации заметно повысилось сопротивление коррозии сплава. Таким образом, проведение дополнительного высокотемпературного отжига после низкотемпературной ступени гомогенизации привело к некоторому снижению прочности сплава, однако оказалось эффективным для устранения химической неоднородности литой структуры и повышения сопротивления коррозии при одновременном сохранении размера зерна, а также дисперсности и когерентности $Al_3(Sc,Zr)$ частиц.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

С.А. Аккузин¹, И.Ю. Литовченко¹, А.В. Ким², Е.Н. Москвичев¹, В.М. Чернов³

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва*

s.akkuzin@ispms.ru

Известно, что для измельчения зеренной структуры аустенитных сталей активно применяются термомеханические обработки, включающие пластическую деформацию прокаткой при различных температурах [1, 2]. Это позволяет уменьшить средний размер зерна до субмикро- и наномасштабного уровня. При этом механические свойства сталей существенно возрастают. Основной задачей при выборе режимов термомеханических обработок является подбор параметров (температура, степень деформации и др.) для формирования микроструктуры с минимальным размером зерна, высокими прочностными и пластическими свойствами стали. Использование пластической деформации при повышенных температурах позволяет повысить прочность аустенитных сталей при сохранении пластичности на более высоком уровне. Для реакторной аустенитной стали ЭК-164 ранее [3] была показана перспективность применения термомеханических обработок с последовательностью из горячей и теплой пластической деформации с целью формирования субмикроструктурной дефектной структуры с повышенными прочностными свойствами. При этом влияние температуры теплой пластической деформации на микроструктуру и механические свойства указанной стали ранее подробно не исследовалось.

Целью данной работы является изучение влияния термомеханических обработок с различной температурой теплой деформации на микроструктуру и механические свойства реакторной аустенитной стали ЭК-164 (Fe–17.92Ni–15.93Cr–2.4Mo–1.74Mn–0.68Si–0.4Ti–0.28Nb–0.12V–0.07C, вес. %). Режимы термомеханической обработки состояли из пластической деформации прокаткой (до степени деформации $\epsilon \approx 2$ за 6 проходов) с предварительным нагревом до $T = 600, 700, 800$ или 900 °С, соответственно, и выдержкой в течение 10 минут. После каждого из проходов образцы стали закаливали в воду.

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии (с применением метода дифракции обратно рассеянных электронов) были изучены особенности микроструктуры стали. Исследования показали, что в результате термомеханической обработки аустенитные зерна измельчаются и вытягиваются в направлении прокатки. Средний размер зерен изменяется от 19.3 мкм (в закаленном состоянии) до ≈ 0.48 мкм (для температуры деформации 600 °С) и до ≈ 0.53 мкм (для температуры деформации 900 °С). Формируется высокая плотность малоугловых границ. Исследование механических свойств методом активного растяжения показало, что после всех режимов термомеханических обработок значения предела текучести стали возрастают ≈ 4 раза, по сравнению с исходным состоянием. При этом относительное удлинение уменьшается до ≈ 7 %.

Литература

1. J. Zhao, Z. Jiang // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 94. P. 174–242.
2. A. Järvenpää, M. Jaskari, A. Kisko, P. Karjalainen // Metals. 2020. Vol. 10. P. 281.
3. S. Akkuzin, I. Litovchenko, N. Polekhina, K. Almaeva, A. Kim, E. Moskvichev, V. Chernov // Metals. 2022. Vol. 12. P. 63.

ДИНАМИКА РЕШЕТКИ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ И СЕРЕБРА

Г.Р. Акманова¹, Н.Н. Биккулова², Р.А. Якшибаев¹, Д.И. Сафаргалиев²,
А.Р. Курбангулов², Л.В. Цыганкова²

¹Бакирский государственный университет, Уфа

²Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Стерлитамак
grakmanova@mail.ru

В работе представлены результаты исследований халькогенидов меди и серебра (Cu_2Te , Cu_2S и Ag_2Te) методом неупругого рассеяния нейтронов. Эксперименты проводились на двойном времяпролетном спектрометре прямой геометрии ДИН-2ПИ в Лаборатории Нейтронной Физики им. И.М. Франка ОИЯИ (г. Дубна). Динамический структурный фактор и обобщенные спектры неупругого рассеяния нейтронов при температуре 300 К в зависимости от переданной энергии ε приведены на рис. 1, 2 для соединений Cu_2Te (а), Cu_2S (б) и Ag_2Te (в) соответственно.

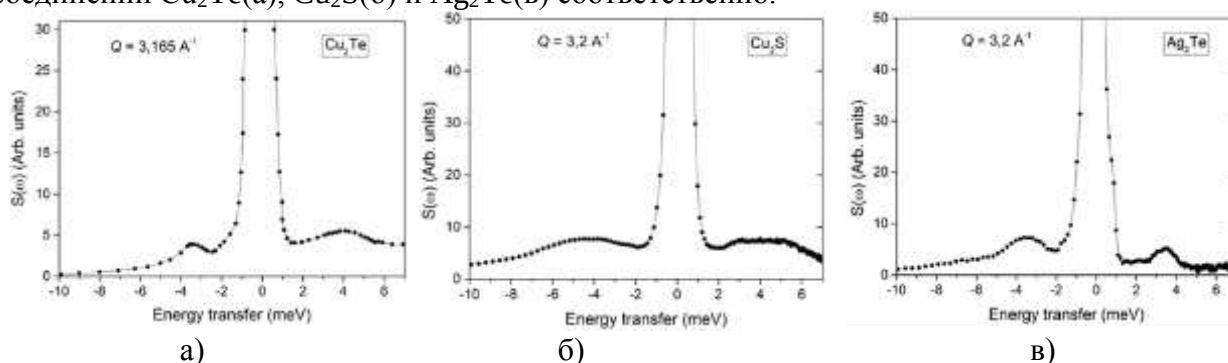


Рис.1. Динамический структурный фактор соединений Cu_2Te (а), Cu_2S (б), Ag_2Te (в) при температуре 300К

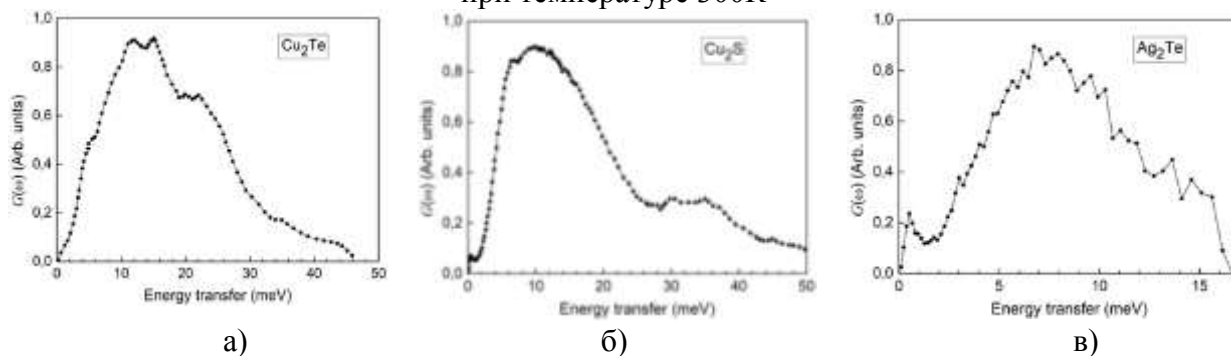


Рис.2. Плотность фоновых состояний $G(\omega)$ при комнатной температуре соединения Cu_2Te (а), Cu_2S (б), Ag_2Te (в)

Для всех халькогенидов при комнатной температуре в несуперионной фазе наблюдаются низкочастотные колебания с энергиями $\varepsilon \approx 3-5$ мэВ, соответствующие акустическим фононам. Важность низкоэнергетических мод, которые дают основной вклад в тепловое движение из-за высокой плотности состояний и низкой энергии активации, является общепризнанным. Фононные спектры исследованных соединений имеют особенности, характерные для структурно-разупорядоченных соединений. Низкоэнергетические возбуждения наблюдаются у всех соединений в виде отдельных максимумов (рис.1). Плотности фоновых состояний $G(\omega)$ для исследованных халькогенидов характеризуются большой плотностью фоновых мод в области малых энергий и выраженными максимумами при комнатной температуре с энергией $\varepsilon \sim 10$ мэВ для Cu_2Te и Cu_2S , энергией $\varepsilon \sim 8$ мэВ для Ag_2Te .

Работа выполнена в рамках гранта 210/5-21 в форме субсидии в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых.

ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Al-Zn

Д.А. Аксенов^{1,2}, А.А. Назаров³, Э.И. Фахретдинова^{1,2}, Р.Н. Асфандияров^{1,2}

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

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
aksyonovda@mail.ru

Последнее время большой интерес проявляется к работам, направленным на деформационную обработку магния и его сплавов методами ИПД. В результате деформации происходит упрочнение материала за счет накопления дефектов, но в ряде случаев происходит снижение коррозионной стойкости. Как правило для повышения сопротивления проводят постдеформационные отжиги, при этом происходят потери в прочности материала. В данной работе рассматривается альтернативный подход, направленный на совершенствование границ зерен сплава системы Mg-Zn-Zr методом постдеформационного ультразвукового (УЗ) воздействия.

Образцы сплава Mg-5.1 Al-2.5 Zn подвергались деформационной обработке путем совмещения процессов редуцирования и РКУП с углом пересечения каналов 120° в единой матрице. Температура деформирования составляла 350 °С. Проводился 1 цикл деформационной обработки, в результате чего были получены цилиндрические образцы диаметром 16 мм. Суммарная степень деформации составила $\epsilon \approx 2$. После деформации образец исследуемого сплава был подвержен объемной ультразвуковой обработке с амплитудой колебаний 10 мкм, частотой 19,8 кГц, в течении 120 сек.

После деформации в структуре наблюдались зерна размером 10-20 мкм и мелкие рекристаллизованные зерна размером 1-2 мкм. Плотность дислокаций составила $3,62 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Предел прочности материала возрастает со 190 до 280 МПа. Постдеформационная ультразвуковая обработка не приводит к изменению размера зерна. При этом повышается плотность дислокаций до $4,24 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Предел прочности также увеличился – 310 МПа.

Исследования по коррозионной стойкости в соляной кислоте (HCl) образцов сплава Mg-5.1 Al-2.5 Zn в исходном, деформированном и подвергнутом УЗ воздействию состояниях показали, что наиболее быстро под действием коррозии разрушается образец после редуцирования с последующим РКУП. Анализ результатов коррозионных исследований показал, что для исходного состояния глубинный показатель составляет 52 мм/год, деформированного состояния - 145 мм/год, а после УЗ воздействия он близок к показателю исходного состояния – 58 мм/год. Данные изменения авторы связывают с влиянием УЗ воздействия на границы зерен. УЗ обработка приводит к увеличению большеугловых границ на 17%, а также увеличивается доля границ $\Sigma 13a$, имеющих полное совпадение, и доля двойниковых границ систем $\Sigma 15b$ и $\Sigma 17a$.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10325). (В рамках проекта был опробован метод постдеформационной ультразвуковой обработки. Определены размеры образцов, определено окно параметров ультразвуковой обработки. Отработаны режимы подготовки образцов магния для EBSD-исследований. Определен возможный характер воздействия ультразвука на магниевую матрицу материала).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА GRADE 4, ПОДВЕРГНУТОГО АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ

Д.А. Аксенов^{1,2}, Г.И. Рааб Г.И.³, А.Г. Рааб², А.М. Песин³

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

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

³*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск
aksyonovda@mail.ru*

Технически чистый титан благодаря своей высокой коррозионной стойкости и биосовместимости широко используется в медицине. Однако для расширения номенклатурного ряда изделий необходимо повышать его прочность. Одним из наиболее эффективных методов упрочнения является применение ИПД. На фоне всех известных методов ИПД можно выделить метод асимметричной прокатки, который является одним из наиболее технологичных. Реализация сдвиговой схемы при разной скорости валков, позволяет достигать более существенного измельчения структуры и соответственно получать более высокое упрочнение. Другим эффективным методом повышения прочности технически чистого титана можно считать использование более измельченного структурного состояния в качестве исходного. Данное состояние достигается при закалке из титана Grade 4 из β -области, при этом формируется мартенсит.

В данной работе приводится сравнение характера изменения структуры и свойств технически чистого титана Grade 4 в крупнозернистом и мартенситном состояниях, подвергнутого асимметричной прокатке.

Деформация проводилась при температуре 400 °С. Исходный пруток имел диаметр 16 мм. Прокатка заготовок технически чистого титана Grade 4 в крупнозернистом и мартенситном состояниях проводилась до толщины $5,8 \pm 0,4$ мм.

В результате деформации в обоих образцах была сформирована ультрамелкозернистая структура. ПЭМ исследования показали, что средний поперечный размер фрагментов после деформации крупнозернистого состояния составляет 210 ± 80 нм, в то время как для мартенситного состояния – 170 ± 60 нм. Чуть более эффективное измельчение можно связать с тем, что в исходном состоянии после закалки титан Grade 4 уже имеет измельченную структуру. Механические испытания на растяжение показывают, что при исходном мартенситном состоянии прочность после асимметричной прокатки больше, чем для крупнозернистого состояния на 70 МПа и составляет 910 ± 20 МПа.

Таким образом, совмещение подходов в использовании мартенситного состояния титана Grade 4 и асимметричной прокатки позволяют достигать более высоких прочностных характеристик (910 ± 20 МПа) по сравнению с традиционным методом прокатки и использования крупнозернистого состояния технически чистого титана.

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (Договор № 075-15-2019-869 от 12 мая 2019 г.).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕГИДРАТАЦИИ ВОДНЫХ СУЛЬФИДОВ НАТРИЯ В ВАКУУМЕ

Р.Ф. Альмухаметов, А.Д. Давлетшина, А. Казакбаев

Бакирский государственный университет, Уфа, 450076, Россия
rfalmukhametov@mail.ru

Работа посвящена изучению механизмов дегидратации водных сульфидов натрия ($\text{Na}_2\text{S} \cdot n\text{H}_2\text{O}$, $n=0-9$) и получению безводного моносulfида Na_2S . В зависимости от температуры и давления водяных паров дегидратация сульфидов $\text{Na}_2\text{S} \cdot n\text{H}_2\text{O}$ происходит по различным схемам [1]. Разными авторами проведены исследования кристаллической структуры различных модификаций гидратов сульфидов натрия, определены области стабильности в зависимости от температуры и остаточного давления водяных паров [2-4]. Несмотря на это в литературе недостаточно сведений о термической стабильности гидратированного сернистого натрия.

В качестве исходного материала использовали 9-ти водный сульфид натрия марки ч.д.а. Дегидратацию проводили в вакууме порядка 10^{-3} - 10^{-4} мм рт. ст. Рентгеновский фазовый анализ показал, что исходный материал состоит из $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ и $\text{Na}_2\text{S} \cdot 5\text{H}_2\text{O}$. После дегидратации при температуре $T \sim 57^\circ$ дифрактограмма образца содержит только линии моносulfида Na_2S . Кристаллы безводного сульфидов натрия Na_2S имеют правильную форму октаэдра. Электронно-микроскопическое изображение поверхности кристаллов имеет пористую структуру. Результаты индиферирования дифрактограмм показали, что полученный нами моносulfид натрия Na_2S имеет ГЦК структуру с параметром решетки $a = 6.5318 \pm 13 \text{ \AA}$.

Нами установлено, что на зависимостях давления насыщенных паров воды от времени дегидратации наблюдаются особенности в виде горизонтальных участков (рис.1). Мы полагаем, что эти особенности связаны с удалением определенной группы кристаллизационной воды. Согласно результатам наших исследований реакция дегидратации идет по схеме: $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Na}_2\text{S} \cdot 5\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Na}_2\text{S}$.

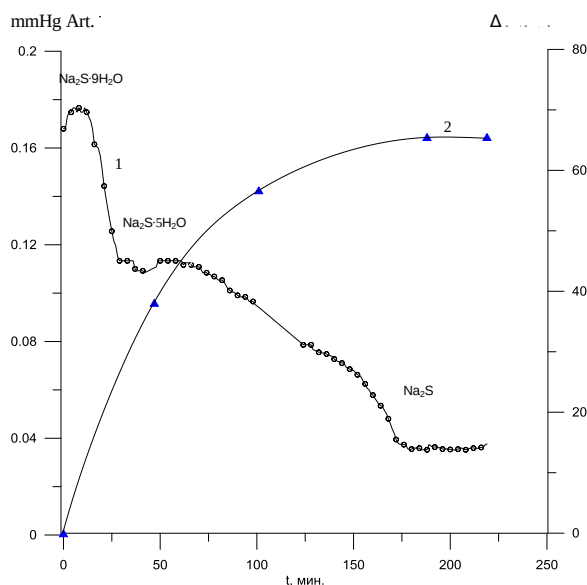


Рис.1 Зависимость остаточного давления водяных паров (1) и массы (2) образца от времени дегидратации при $T=57^\circ$

После дегидратации в течение 200 минут при $T=57^\circ$ вес образца не меняется и соответствует составу Na_2S (рис.1). Однако в работе [1] сообщается, что разложение $\text{Na}_2\text{S} \cdot \text{H}_2\text{O}$ до Na_2S в потоке азота происходит только при температурах выше 400° , а реакция $\text{Na}_2\text{S} \cdot 5\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Na}_2\text{S}$ — при температурах выше $T=130^\circ$.

1. R. C. Kerby, M. R. Hughson. Department of Energy, Mines and Resources Mines Branch. Ottawa. Extraction Metallurgy Division. Research Report R 262 (1973). DOI:10.4095/306725
2. R. de Boer, W.G. Haije, J.B.J. Veldhuis. Thermochimica Acta 395 3 (2003). DOI:10.1016/S0040-6031(02)00158-2
3. N.I. Kopylov, Yu.V. Kaminski, Russ. J. Inorg. Chem. 44 (2), 261 (1999)
4. M. Roelands, R. Cuypers, et. all. Energy Procedia 70, 257 (2015). DOI:10.1016/J.EGYPRO.2015.02.122

ИССЛЕДОВАНИЕ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА РАЗНОЙ ПЛОТНОСТИ

Н.Г. Апкадилова*, К.А. Крылова

*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

**apkadirovanerkes@gmail.com*

Несмотря на то, что на сегодняшний день достаточно много проведено исследований по изучению поведения скомканного графена (СГ), данная тема сохраняет свою актуальность [1-3]. В работах [2, 3] показано, что скомканные структуры обладают свойствами, благодаря которым они устойчивы к сжатию и растяжению. Важными преимуществами углеродных конструкций являются большая удельная площадь поверхности и высокая скорость адсорбции газов, что позволяет прогнозировать их использование в водородной энергетике. Известно, что максимальная сорбция водорода углеродными структурами наблюдается при низкой температуре (77 К) и высоком давлении (до 140 атм.) [3]. В связи с этим, целью данной работы является оценка влияния плотности СГ на процесс его наводороживания при воздействии разных температур и давления.

Ячейка моделирования состоит из водородной среды, в центре которой расположен СГ (рис. 1 (а)) с плотностью $\rho = 2,07 \text{ г/см}^3$ и $\rho = 1,56 \text{ г/см}^3$ (рис. 1 (б)). Количество атомов Н в расчетной ячейке моделирования было 14 173 атомов (атомы водорода на рис. 1 (а) показаны синим цветом), а структура СГ содержала 16 128 атомов углерода (атомы С показаны красным цветом).

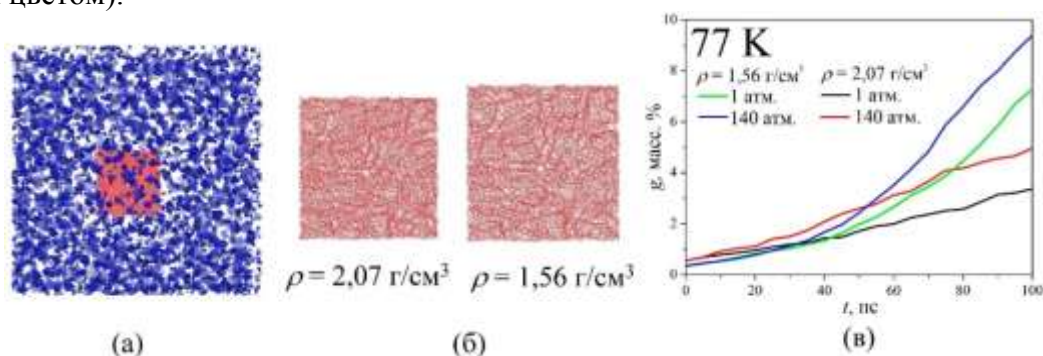


Рис. 1. График зависимости гравиметрической плотности от времени при 77 К (а), расчетная ячейка моделирования (б), скомканный графен с плотностью $\rho = 2,07 \text{ г/см}^3$ $\rho = 1,56 \text{ г/см}^3$ (в)

Межатомное взаимодействие описывалось с использованием потенциала Airebo [4]. Молекулярно-динамическое моделирование проводилось с помощью бесплатного и широко применяемого программного пакета LAMMPS. Полученную структуру выдерживали при температурах 77 и 300 К и давлениях $p = 1$ и 140 атм. Анализ количества адсорбированного водорода проводился с использованием собственных программных пакетов.

В результате проведенной работы, установлено, что уменьшение плотности СГ приводит к увеличению гравиметрической плотности водорода за счет того, что атомы и молекулы Н легче проникают в поры и пустоты структуры СГ. Наилучшая адсорбция водорода наблюдалась при 77 К и давлении 140 атм. структурой СГ с плотностью $1,56 \text{ г/см}^3$ (рис. 1 (в)).

Литература

1. N.G. Apkadirova, K.K. Krylova, R.R. Mulyukov // Materials Physics and Mechanics. 2021. № 6. С. 817-822.
2. T. Tallinen, J. A. Åström, J. Timonen // Nature Materials 2008. № 8. С. 25–29.
3. S. J. Stuart, A. B. Tutein, J. A. Harrison // J. Chem. Phys. 2000. № 14. С. 6472.
4. K. Matan, R.B. Williams // Physical Review Letters. 2002. С. 88.

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Ti С УПРОЧНЯЮЩЕЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**М.А. Арсланов^{1,2}, К.С. Назаров², Ю.С. Юлтыева^{1,2}, С.Н. Сергеев², Р.Р. Тимиряев^{1,2},
Р.Р. Мулюков^{1,2}**

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа*
marsel.arslanov063@gmail.com

В настоящее время сплавы на основе алюминия широко используются в авиационной, автомобильной и нефтегазовой промышленности. Однако существующие разработки в значительной мере достигли предела эксплуатационных и технологических характеристик. Это существенно ограничивает применение алюминия в высокотехнологических отраслях производства. Поэтому в последние несколько десятилетий отечественные и зарубежные исследователи работают над созданием композиционного материала (КМ) на основе алюминия с высокой дисперсностью упрочняющих фаз, а также их равномерном распределении. Как показали ряд исследований среди упрочняющих компонент наиболее популярными представляются медь, ниобий, титан, никель, лантан, церий. Выбор этих элементов обусловлен тем, что в системах на основе алюминия они образуют большое количество интерметаллидных фаз. Кроме того, эти металлы достаточно широко применяются в промышленности и являются доступными.

В настоящее время в отечественной и зарубежной литературе публикуются множество работ по методам получения КМ. Значительная часть этих работ посвящена получению КМ методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) под высоким давлением. Однако исследователи в некоторых работах столкнулись с проблемой формирования упрочняющей интерметаллидной фазы в композите системы Al-Ti.

В данной работе представлены результаты исследования структуры металломатричного композита Al-Ti, полученного кручением под высоким давлением в 10 ГПа на наковальнях Бриджмена с углублениями. В работе изучены разные комбинации деформирования и отжига при получении композита. Анализ структуры полученных композитов, с помощью SEM и EDS, показал, что в некоторых комбинациях удалось достичь приемлемого перемешивания и образования интерметаллидной фазы на границах Al/Ti.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00440П) и частично в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

Работа выполнена на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА КОМПАКТИРОВАНИЯ ПРЕФОРМЫ ИЗ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ НА ПРОЧНОСТЬ ПОЛУЧАЕМОГО КОМПАКТА

Б.И. Атанов¹, С.Н. Галышев¹, Н.Г. Зарипов²

¹ *Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, ул. Академика Осипьяна д.2, Черноголовка, 142432, Россия*

² *Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса, 12, 450008, Уфа, Россия*
but305@mail.ru

Одной из важных проблем современного материаловедения является получение более лёгких и прочных материалов. Чистые металлы и сплавы уже подошли к пределу своей применимости, поэтому роль новых материалов на себя приняли композитные материалы [1]. К ним относятся и композиты с металлической матрицей, армированные непрерывными углеродными волокнами [2]. В представленной работе в качестве материала матрицы использовался алюминий. Получение композита происходило в 2 этапа. На первом этапе была получена проволока протяжкой углеродного волокна через расплав алюминия (рис. 1а). Пропитка достигалась посредством обработки расплава алюминия ультразвуком [3]. На втором этапе полученные проволоки закладывались в оснастку и компактировались в вакуумной печи при разных режимах (рис. 1б).

Было исследовано влияние режимов компактирования на его микроструктуру, свойства и характер разрушения. Показано, что с увеличением температуры, нагрузки и времени выдержки происходит уменьшение пор между проволоками и увеличение объёмной доли волокна. Во всех случаях форма поверхности разрушения свидетельствует о том, что разрушение композита носит хрупкий характер.

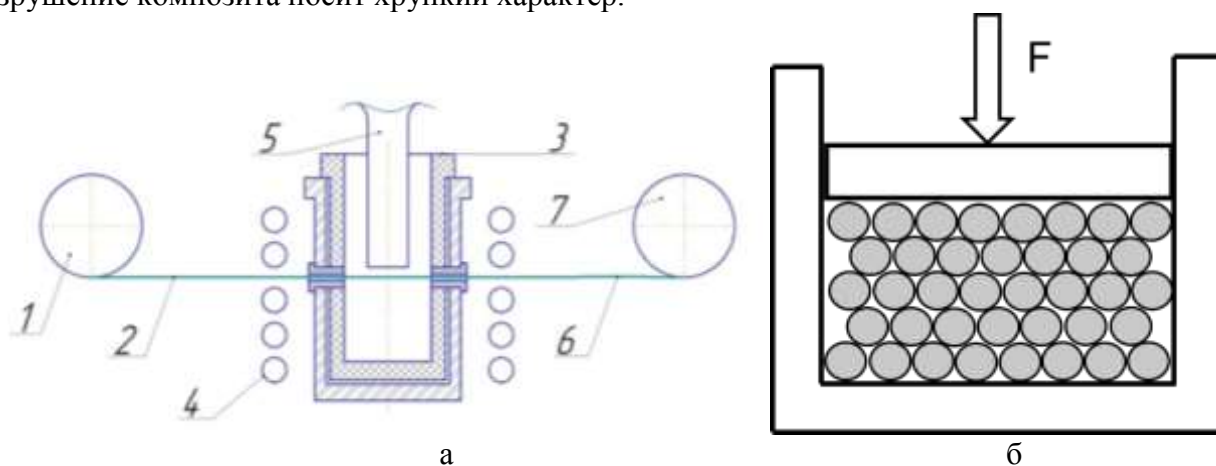


Рис. 1. Схемы протяжки (а) и компактирования (б) CF/Al – композита [1].

Литература

1. Астанин В.В. Микроструктурный дизайн перспективных материалов и композитов на их основе: Учебное пособие. Издание второе, исправленное и дополненное/– Уфа: УГАТУ, 2008. –80с.
2. S.T. Mileiko, Metal and Ceramic Based Composite, Elsevier, Amsterdam, 1997, p. 690
3. Galyshev S. On the Strength of the CF/Al-Wire Depending on the Fabrication Process Parameters: Melt Temperature, Time, Ultrasonic Power, and Thickness of Carbon Fiber Coating. Metals. 2021; 11(7):1006.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ДИСЛОКАЦИОННОГО ДИПОЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАФЕНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

А.Х. Ахунова, Ю.А. Баимова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Графен представляет собой двумерный материал из монослоя атомов углерода, упорядоченных в гексагональную решетку. Свойства двумерных материалов могут сильно зависеть от структурных особенностей, в частности от наличия дефектов, точечных топологических. Простейшими топологическими дефектами в графене являются дислокационные диполи, состоящие из двух дефектов 5-7, расположенных на некотором расстоянии друг от друга. Диполь с нулевым расстоянием между дефектами является частным случаем дислокационного диполя и называется дефектом Стоуна–Уэльса (СУ).

В работе рассматривались дислокационные диполи с различными расстояниями между дефектами, которые для упрощения понимания определялись количеством гексагонов, и обозначались через «hex+количество гексагонов». В качестве пояснения на рис. 1 приведены фрагменты бездефектной (а) и дефектных расчетных ячеек: с нулевым расстоянием между дефектами - hex0 (СУ) (б), и с расстоянием в четыре гексагона - hex4 (в). Всего рассматривались 6 диполей – от hex0 до hex10.

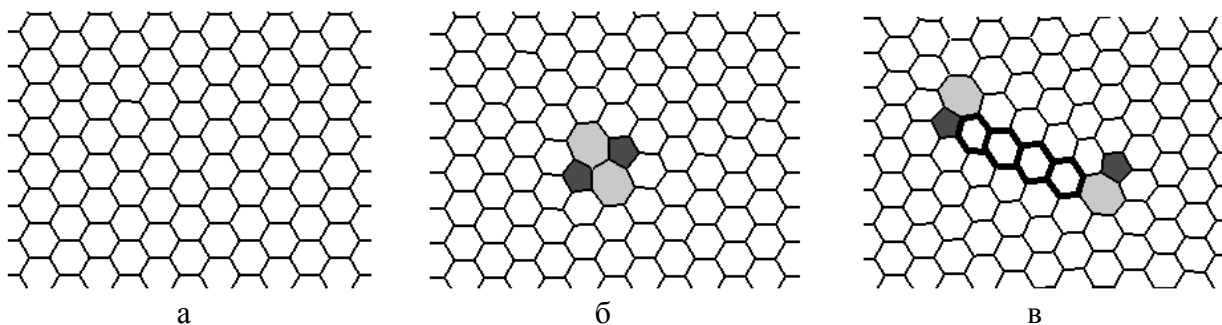


Рис. 1. Фрагмент расчетной ячейки графена: бездефектной (а) и дефектной с диполями hex0 (дефект Стоуна-Уэльса) (б) и hex4 (в)

Исследования влияния размера диполя на механические свойства графена проводилась методом молекулярной динамики с использованием программы LAMMPS. Расчетная ячейка графена размером 74×103 Å включала в себя 31000 атомов углерода. Моделирование одноосного растяжения проводилось при трех температурах (0, 300 и 1000 К) вдоль двух направлений – «зигзаг» и «кресло». Скорость растяжения составила 0.005 пс.

По результатам моделирования одноосного растяжения бездефектного и дефектного графена установлено, что на предел прочности и предельную деформацию графена существенно влияют повышение температуры и направление растяжения. При этом с увеличением длины плеча диполя предельная деформация остается практически неизменной. Установленное различие механических свойств исследуемых структур может быть объяснено разными механизмами деформации, возникающими в процессе растяжения вдоль направления «кресло» и «зигзаг».

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ИПДК И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$

А.И. Базлов^{1,2}, М.С. Пархоменко², Е.В. Убийвовк¹, Д.В. Гундеров³

¹ Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

³ ИФМК УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия

bazlov@misis.ru

Металлические стекла – класс материалов с уникальными физическими и механическими свойствами [1]. Наиболее распространены металлические стекла на основе циркония [2], за счет их высокой стеклообразующей способности, высокой прочности и относительно высокой пластичности при сжатии [3]. Являясь метастабильными материалами, металлические стекла претерпевают кристаллизацию при нагреве [4] и деформации [5].

Работа посвящена исследованию эволюции структуры лент аморфного сплава $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$ в процессе ИПДК и при последующей термической кристаллизации.

Структура сплавов была исследована с использованием методов рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии. Термические свойства сплавов были измерены с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии. Микротвердость сплавов измерялась при нагрузке 980 мН.

В результате работы проанализировано влияние ИПДК на структуру и термические свойства исследуемых металлических стекол. Проанализировано слияние ИПД на микротвердость сплавов. Установлены закономерности влияния и связь структуры со свойствами. Определено влияние ИПДК на процесс термической кристаллизации сплава и формирующийся фазовый состав. Установлено, что ИПДК приводит к смене процесса кристаллизации и формированию стабильных фаз непосредственно из переохлажденной жидкости, в то время как в исходном состоянии кристаллизация проходит через формирование метастабильных фаз.

- [1] M. ASHBY, A. GREER, Metallic glasses as structural materials, Scr. Mater. 54 (2006) 321–326. doi:10.1016/j.scriptamat.2005.09.051.
- [2] A. Inoue, F.L. Kong, S.L. Zhu, E. Shalaan, F.M. Al-Marzouki, Production methods and properties of engineering glassy alloys and composites, Intermetallics. 58 (2015) 20–30. doi:10.1016/j.intermet.2014.11.001.
- [3] K. Jin, J.F. Löffler, Bulk metallic glass formation in Zr–Cu–Fe–Al alloys, Appl. Phys. Lett. 86 (2005) 241909. doi:10.1063/1.1948513.
- [4] A.L. Greer, Metallic Glasses, in: Phys. Metall., Elsevier, 2014: pp. 305–385. doi:10.1016/B978-0-444-53770-6.00004-6.
- [5] Z.Q. Ren, A.A. Churakova, X. Wang, S. Goel, S.N. Liu, Z.S. You, Y. Liu, S. Lan, D.V. Gunderov, J.T. Wang, R.Z. Valiev, Enhanced tensile strength and ductility of bulk metallic glasses $Zr_{52.5}Cu_{17.9}Al_{10}Ni_{14.6}Ti_5$ via high-pressure torsion, Mater. Sci. Eng. A. 803 (2021) 140485. doi:10.1016/j.msea.2020.140485.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗАРЯДА И ЭЛЕКТРОННОГО ТРАНСПОРТА В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ НАНОСЕТЧАТОГО ГРАФЕНА, В ТОМ ЧИСЛЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО КАРБОКСИЛЬНЫМИ ГРУППАМИ

П.В. Барков, О.Е. Глухова

*Саратовский национальный исследовательский государственный университет
имени Н.Г. Чернышевского, Саратов
barkovssu@mail.ru*

В последние годы наносетчатый графен (НСГ) (рис. 1а) привлекает значительное внимание исследователей благодаря своим многообещающим свойствам и широкому спектру потенциальных приложений [1,2]. Структуры на основе НСГ широко используются в качестве фильтрующих мембран, в катализе, в устройствах накопления/преобразования энергии, а также в электронике и наносенсорике [3,4]. Важным ключом к контролю и настройке свойств НСГ является функционализация.

Распределение электронной плотности по атомам и, соответственно, избыточного/недостаточного заряда на атомах, определяется из анализа заселенностей по схеме Малликена. Расчет квантового транспорта электронов в пленках НСГ осуществлялся в рамках теории Ландауэра-Буттикера с применением метода неравновесных функций Грина-Келдыша.

Показано, что при последовательном увеличении ширины шейки пленки НСГ с круглыми отверстиями диаметром ~ 1.2 нм в направлении «зигзаг» листа графена величина энергетической щели пленки изменяется скачкообразно в диапазоне от 0.03 до 0.37 эВ, достигая наибольшего значения при ширине шейки, равной 1.24 нм (рис. 1б). При этом в случае последовательного увеличения ширины шейки вдоль направления «кресло» листа графена величина щели практически не изменяется. Разработана оригинальная методика *in silico* модификации краевых атомов отверстия НСГ функциональными группами, в рамках которой выбор энергетически выгодных мест посадки групп осуществляется на основе анализа распределений избыточного заряда на атомах графена, что обеспечивает верное топологическое расположение функциональной группы с позиции экспериментальных данных (рис. 1в).

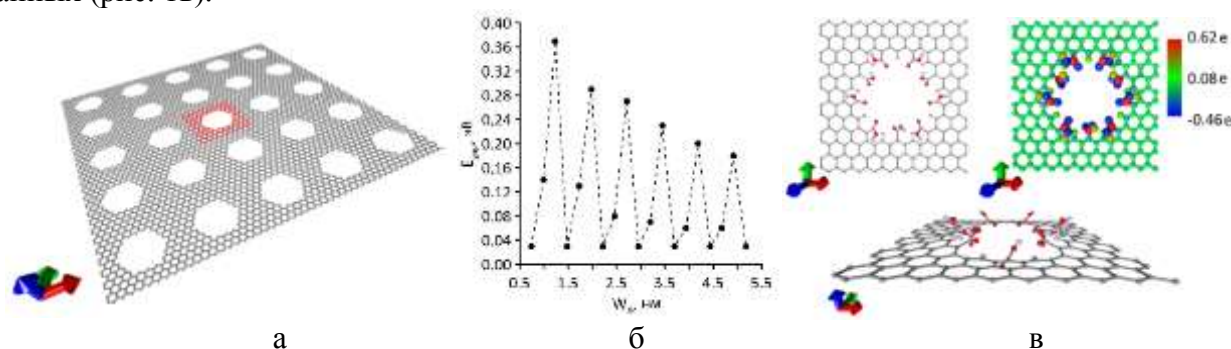


Рис. 1. а) Фрагмент пленки НСГ с круглыми отверстиями (красным выделена суперъячейка); б) зависимость энергетической щели от величины W_x ; в) полное насыщение краевых атомов отверстия суперъячейки НСГ группами COOH .

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания Минобрнауки (FSRR-2020-0004).

Литература

1. A.C. Lokhande, I.A. Qattan, et. al. // J. Mater. Chem. A. 2020. Vol. 8. P. 918-977.
2. Y. Lin, Y. Liao, et. al. // Materials Research Letters. 2017. Vol. 5. P. 209-234.
3. W. Yuan, M. Li, et. al. // Nanoscale Research Letters. 2018. Vol. 13. P. 190.
4. X. Han, M.R. Funk, et. al. // ACS Nano. 2014. Vol.8. P. 8255–8265.

THE GROWTH OF VERTICALLY ALIGNED CARBON NANOTUBES FROM GRAPHENE NANOMESH WITH HOLES OF DIFFERENT GEOMETRY FORM

P.V. Barkov¹, V.V. Shunaev¹, O.E. Glukhova^{1,2}

¹*Saratov State University, 410012 Saratov, Russia*

²*Institute for Bionic Technologies and Engineering, I.M. Sechenov First Moscow State Medical University (Sechenov University), 119991 Moscow, Russia*
barkovssu@mail.ru

Hybrid materials on the base of graphene nanomesh (GNM) and vertically aligned carbon nanotubes (VACNT) has been actively studied as potential element base for chemical current sources electrodes and biosensors. Earlier it was shown that properties of graphene nanomesh strongly depended on geometrical shape of its holes. [1]. In this work via combination of SCC DFTB method and Landauer-Buttiker formalism we calculated zone structures and transmission functions of graphene nanomeshes with square, circle, triangle and octagon holes. Further with application of original methodic [2] we grew vertically aligned carbon nanotubes (CNT) (11,10) from graphene nanomeshes with different holes and compared its energy profiles of growing. It turned out that the most energy favorable process is growing the CNT from GNM with circle hole while the most energy consuming – from triangle (Fig. 1).

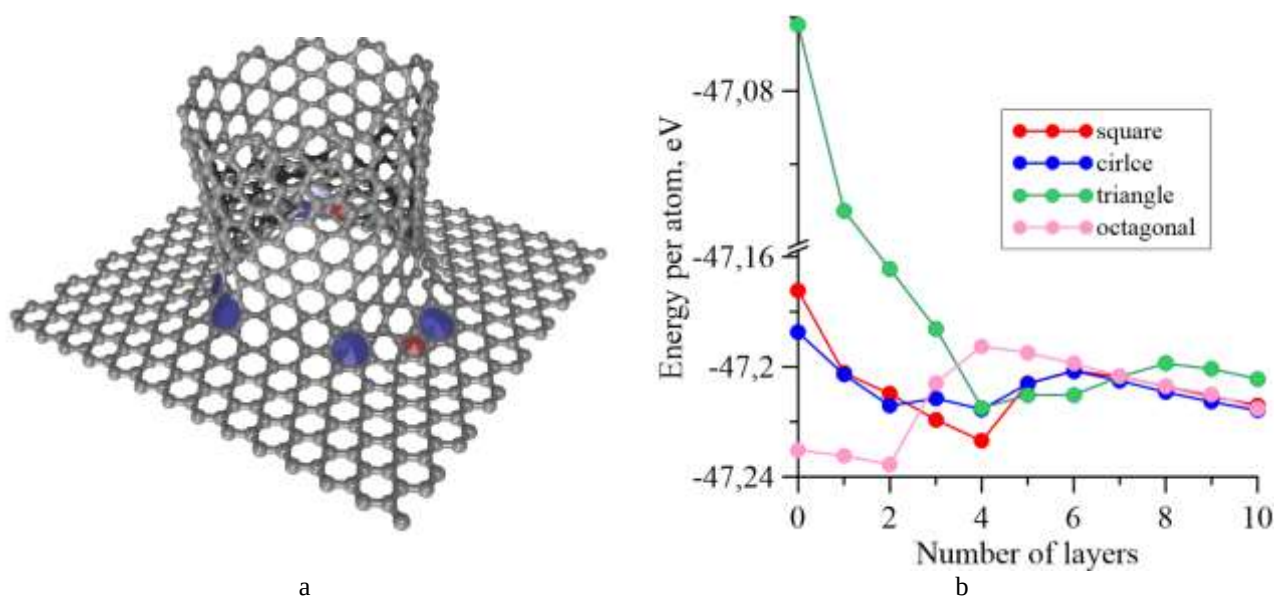


Fig. 1. Virtual growing of GNM/VACNT (11,10) nanocomposite: a) atomic structure of composite grown from GNM with circle hole; b) energy profile of composite growing from GNM with square, circle, triangle and octagonal holes.

Theoretical study was supported by the Ministry of Science and Higher Education of Russian Federation in the frame work of the government task (project No. FSR-2020- 0004).

Literature

1. M. Yarifarda, J. Davoodia, H. Rafii-Tabarbc // Computational Materials Science. 2016. Vol. 111. P. 247-251
2. V. V. Shunaev, O. E. Glukhova // Materials. 2020. Vol. 13. P. 5219.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08Ю ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ

А. М. Барышникова, А. М. Песин, Д.О., Пустовойтов, М.П. Барышников, Н.В. Копцева, Ю. Ю. Ефимова, И. А. Песин, Л. В. Носов, А.Е. Кожемякина

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И. Носова», Магнитогорск
Anyabar1999@mail.ru

В лаборатории механики градиентных наноматериалов МГТУ им. Г.И. Носова проведено исследование структуры стали 08Ю при асимметричной холодной прокатке на новом прокатном стане дуо с индивидуальным приводом рабочих валков для реализации процессов асимметричной прокатки с максимально допустимым усилием прокатки 2500 кН (250 тс) и крутящими моментами 2×70 кНм. Обнаружено, что асимметричная прокатка в валках со скоростями, при прочих равных условиях отличающимися в 5 раз, привела к формированию градиентной структуры (рис. 1). В верхней части сечения полосы со стороны, где скорость прокатки была меньше, наблюдается однородная структура, состоящая из ультрамелких практически равноосных зерен размером менее 1000 нм [1]. В нижней части со стороны, где скорость прокатки была больше, отчетливо выявляется волокнистая структура с более мелкими фрагментами размером до 200 нм в пределах отдельных волокон. Доля фрагментированных участков составляет до 40 % от общего объема [2]. При этом твердость возрастает от верхней части полосы к нижней и по сравнению с симметричной прокаткой увеличилась примерно на 44 % [3].

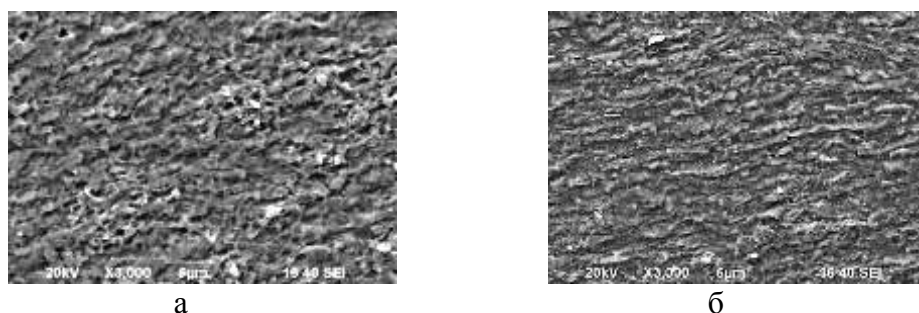


Рис. 1 – Микроструктура в верхней (а) и нижней (б) части сечения полосы

Установлено, что указанные условия асимметричной прокатки приводят к одновременному увеличению обжатия с 50 до 80 % и уменьшению усилия почти в 3 раза за один проход по сравнению с симметричной прокаткой, что можно объяснить измельчением структуры.

Литература

1. Рааб Г.И. Перспективы использования методов интенсивной пластической деформации для получения высокопрочных металлических материалов в промышленных масштабах // Сборник материалов IV международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – М.: ИМЕТ РАН, 2011, С. 205-206.
2. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. № 5 (45). С. 23-28.
3. Копцева Н.В., Песин А.М., Ефимова Ю.Ю., Носов Л.В. Исследование влияния холодной инкрементальнойковки на механические свойства и структуру металлических материалов // Технологии металлургии, машиностроения и материалобработки. 2021. № 20. С. 158-164.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ АТОМОВ МЕДИ В КАНАЛЕ ИЗ ОКТАЭДРИЧЕСКИХ ПУСТОТ

А.М. Баязитов¹, Д.В. Бачурин^{2,3}, Е.А. Корзникова^{2,4}, С.В. Дмитриев^{1,3}

¹*Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа*

²*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

⁴*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

ayrseptember@mail.ru

Явления переноса массы и энергии связаны с такими физическими процессами, как пластическая деформация, тепловое облучение, ионная имплантация и т.д. Известно, что массоперенос может осуществляться с помощью вакансий, межузельных атомов или путем обмена местами между соседними атомами. Межузельный атом может существовать во многих конфигурациях, в том числе и в краудионной, когда он расположен в плотноупакованном атомном ряду. Миграционная способность краудионов намного выше, чем у вакансий, что делает их эффективными при массопереносе в материалах при экстремальных воздействиях. В настоящей работе впервые исследуется случай переноса массы и энергии, когда атом движется со сверхзвуковой скоростью в канале из октаэдрических пустот, расположенном между атомными рядами идеального кристалла.

Молекулярно-динамическое моделирование, основанное на решении ньютоновских уравнений движения частиц, проводится при помощи программного пакета LAMMPS. Для описания межатомного взаимодействия используется эмпирический многочастичный межатомный потенциал для ГЦК меди, основанный на методе погруженного атома.

Изначально использовались два сценария запуска бомбардирующего атома. А именно, когда атом располагался вне монокристалла и двигался по направлению к нему с начальной скоростью, и второй сценарий, когда атом находился внутри кристалла на разной глубине и ему сообщалась скорость. Расчеты показали, что способ запуска атома, при прочих равных условиях, не оказывает существенного влияния на динамику его последующего движения внутри канала.

Исследовались четыре различных случая расположения бомбардирующего атома при входе в канал из октаэдрических пустот. В первом случае атом располагался точно посередине канала, во втором был сдвинут вдоль горизонтальной оси, в третьем случае имел компоненты смещения вдоль горизонтальной и вертикальной осей, и в четвертом смещался только вдоль вертикальной оси. Моделирование показало, что во всех рассмотренных случаях происходит близкое к линейному уменьшение скорости движения атома. При этом компонента скорости, направленная вдоль канала, уменьшается пропорционально величине смещения от центра канала. При смещении от центра канала атомы монокристалла стремятся оттолкнуть бомбардирующий атом в центр канала, из-за этого у летящего атома возникают две другие компоненты скорости. Эти компоненты тем выше, чем больше начальное смещение атомов от центра октаэдрического канала. Оказалось, что при достаточно высоких начальных скоростях бомбардирующего атома, может происходить возбуждение сверхзвуковых краудионов вдоль плотноупакованных кристаллографических направлений, перпендикулярных вектору скорости летящего вдоль канала атома.

Работа С.В. Дмитриева поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации, номер гранта НШ-4320.2022.1. Работа Е.А. Корзниковой была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-19-00813. Работа Д.В. Бачурина профинансирована в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ ФГБОУ ВО «УГАТУ» (договор № 075-03-2022-318/1) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях».

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МУЛЬТИКОМПОНЕНТНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ МОД В ГЦК СТРУКТУРАХ

О.В. Бачурина¹, Р.Т. Мурзаев²

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

obachurina@yahoo.com

В последние десятилетия наблюдается значительный интерес к физическим и технологическим процессам, в которых материалы подвергаются воздействию высокоэнергетических частиц, что вызывает, в свою очередь, существенное отклонение атомов кристаллической решетки от их равновесных положений, где в полной мере проявляется нелинейный характер межатомных взаимодействий. В этом случае возникает проблема описания каналов рассеяния полученной извне энергии и механизмов транспорта вещества в кристаллической решетке. Следует отметить, что значительную роль в этих процессах играют именно нелинейные колебания решетки, которые оказываются ответственными за пространственную локализацию колебательной энергии, что способствует преодолению потенциальных барьеров в ходе эволюции дефектной структуры. В свете последних исследований в данном направлении стало ясно, что нелинейные колебания решетки могут быть как делокализованными, так и пространственно локализованными, что заставляет искать пути классификации колебаний по различным признакам, включая их пространственную размерность, в кристаллах с различным типом химической связи. Можно также отметить, что в силу исторических причин, наименее изученными остаются делокализованные и локализованные колебания (дискретные бризеры) в чистых металлах. В этой связи изучение различных колебательных режимов большой амплитуды в металлах является важной задачей современной нелинейной физики.

В данной работе впервые показано существование и исследовано влияние мультикомпонентных делокализованных нелинейных колебательных мод (ДНКМ) на макроскопические свойства в чистых металлах с ГЦК структурой. Молекулярно-динамические расчеты проводились с использованием пакета программ LAMMPS [1]. Для описания межатомного взаимодействия в никеле был взят многочастичный потенциал, построенный на основе метода погруженного атома [2]. Движение всех атомов происходило по принципу суперпозиции. То есть, результат движения атомов - это диагональный вектор амплитуд смещений равный квадратному корню суммы квадратов его компонент A_x , A_y , A_z : $A = \sqrt{A_x^2 + A_y^2 + A_z^2}$. Установлено, что при возбуждении «пространственной» моды по всей расчетной ячейке, в независимости от компонентности ДНКМ происходит обмен и перенос энергиями между с выполнением фундаментального закона о сохранении полной энергии. Влияние какого-либо компонента A_x , A_y , A_z нелинейной моды приводит к увеличению ее энергетических характеристик.

Обнаруженное существование ДНКМ различной пространственной размерности в ГЦК металлах, позволяет глубже понять динамику кристаллической решетки, а их свойства могут применяться для верификации феноменологических потенциалов взаимодействия.

Литература

1. <http://lammps.sandia.gov/>.
2. X. W. Zhou, R. A. J., H. N. G. Wadley // Phys. Rev. B 2004. № 69 C.144113.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХЗВУКОВЫХ 4-КРАУДИОНОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКЕ СЕРЕБРА С УЧЁТОМ ТЕМПЕРАТУРНЫХ КОЛЕБАНИЙ

А.М. Баязитов¹, Е.А. Корзникова², С.В. Дмитриев^{1,2}

¹Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Краудионами называется частный случай междоузельного атома с очень низкой энергией миграции, расположенного в плотноупакованном атомном ряду кристаллической решётки. Перемещаться краудионы могут с дозвуковой и сверхзвуковой скоростью, а также находиться в состоянии покоя [1-3]. Сверхзвуковые N -краудионы исследовались в работах [4-6]. В данном исследовании методом молекулярной динамики, с использованием пакета LAMMPS и межатомного EAM потенциала [7], моделировалось движение сверхзвуковых 4-краудионов в ГЦК решётке серебра при ненулевой температуре вдоль плотноупакованного ряда, ориентированного вдоль оси x . Также были введены малые начальные возмущения по оси y и z равные 10^{-5} Å/ps. Начальные условия показаны на рис.1 а, атомы с высокой (низкой) энергией показаны красным (синим) цветом. Визуализация результатов осуществлялась с помощью программы OVITO [8]. В ходе моделирования обнаружилось, что при температуре 297 К и начальной скорости $V_0 = 50$ Å/ps сверхзвуковой 4-краудион почти сразу трансформируется в сверхзвуковой 2-краудион, с образованием двух междоузельных атомов (см рис.1 б). Полученные результаты сравниваются с движением краудионов в других металлах.

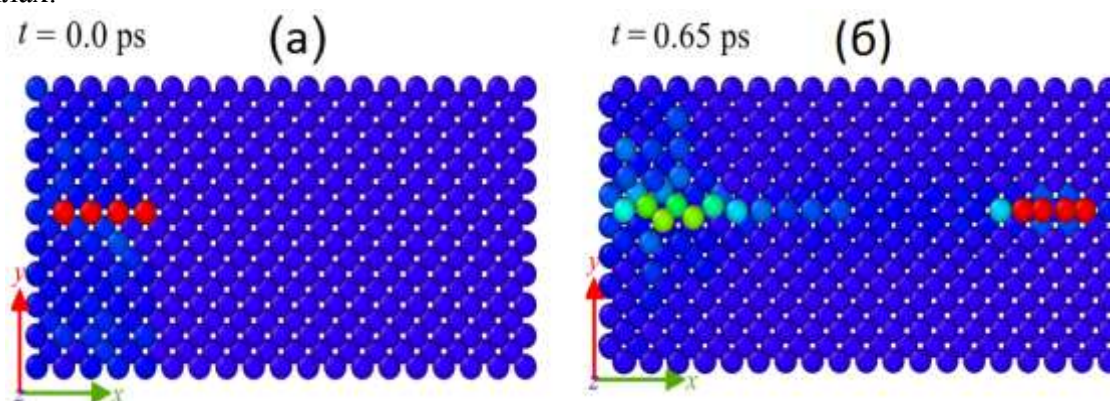


Рис.1 а) Начальное положение сверхзвукового 4-краудиона, б) движение сверхзвукового 2-краудиона, с образованием двух междоузельных атомов.

Литература

1. A.M. Kosevich, A. S. Kovalev. Solid State Commun. 12, 763 (1973).
2. A. S. Davydov, A.V. Zolotariuk. Phys. Scripta. 30, 426 (1984).
3. J.F. R. Archilla, Y.A. Kosevich, N. Jimenez, V.J. Sanchez Morcillo, L.M. Garcia-Raffi. Phys.Rev. E. 91, 022912 (2015).
4. R.T. Murzaev et al. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1008, 012067 (2020).
5. A. M. Bayazitov et al. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 672, 012033 (2019).
6. А.М. Баязитов, Д.В. Бачурин, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев «Моделирование сверхзвуковых N -краудионов в ГЦК металлах», Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 17, №2, 155-160 (2020).
7. P.L. Williams, Y. Mishin, and J.C. Hamilton, An embedded-atom potential for the Cu-Ag system, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 14(5), 817-833 (2006).
8. A. Stukowski, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 18, 015012 (2010).

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФЕНА, ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ ГИДРОКСИЛЬНЫМИ ГРУППАМИ

М.Е. Беленков, В.М. Чернов

Челябинский государственный университет, Челябинск
me.belenkov@gmail.com

Трехкоординированные атомы углерода могут образовывать различные соединения, среди которых полиморфные разновидности графена. Наиболее устойчивыми считаются полиморфные разновидности графена с атомами углерода в геометрически эквивалентных структурных позициях [1]. Кроме того, существуют полиморфные разновидности графена, в которых атомы имеют различные структурные позиции [2]. Для расширения практических приложений графена необходим способ модифицирования его, такой как химическая адсорбция неуглеродных атомов или молекулярных групп [3]. В данной работе проведено теоретическое исследование ряда полиморфных разновидностей графена, которые могут получаться путем присоединения гидроксильных групп к слоям графена различных структурных разновидностей (Рис. 1 а, б).

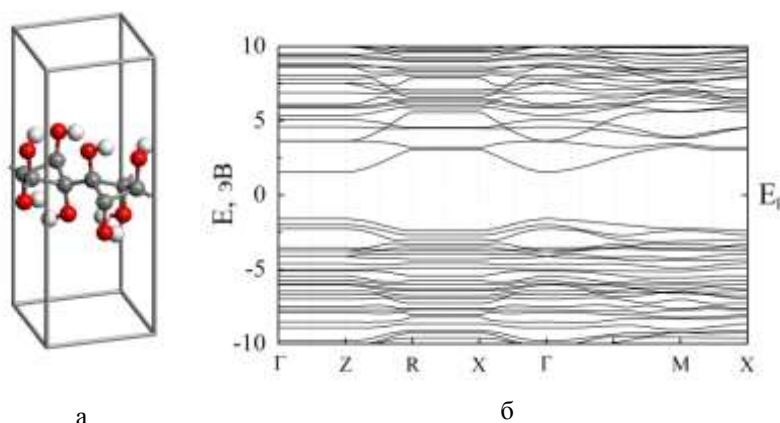


Рис. 1. (а) Геометрически оптимизированная ячейка слоя графена L4-8 функционализированного гидроксильной группой (COH-L₄₋₈) типа T1 и (б) ее зонная структура.

Методом теории функционала плотности в обобщенном градиентном приближении были проведены теоретические расчеты геометрически оптимизированной структуры, плотности электронных состояний и зонной структуры графеновых полиморфов, функционализированных –ОН группой (Рис. 1 в). При оптимизации выяснилось, что ряд полученных соединений оказались устойчивыми и сохранили структуру, в то время как другие распались на отдельные атомы или молекулы. В рассчитанных соединениях наблюдается запрещенная зона, превышающая 3 эВ, что позволяет отнести данные полиморфные разновидности графена к широкозонным полупроводникам и диэлектрикам. Исследованные полиморфные разновидности функционализированного гидроксильными группами графена могут быть найдены применение для создания наноэлектронных устройств.

Литература

1. E.A. Belenkov, A.E. Kochengin // *Physics of the Solid State*. 2015. № 57. pp. 2126–2133.
2. A.L. Ivanovskii // *Russian Chemical Reviews*. 2012. № 81. pp. 571-605.
3. A. Stergiou, R. Cantón-Vitoria, M.N. Psarrou, S.P. Economopoulos, N. Tagmatarchis // *Progress in Materials Science*. 2020. № 114. p. 100683.

КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН СТРУКТУРЫ, МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ СИСТЕМЫ Cu-Te

**Н.Н. Биккулова¹, Р.А. Якшибаев², Г.Р. Акманова², Д.И. Сафаргалиев¹,
А.Р. Курбангулов¹, А.Д. Давлетшина²**

¹Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Стерлитамак

²Башкирский государственный университет, Уфа

bickulova@mail.ru

Теллуриды меди обладают интересным комплексом электрофизических свойств, они относятся к классу систем со смешанной ионно-электронной проводимостью. Теллуриды меди обладают высоким коэффициентом термо-эдс и благодаря этому они могут использоваться в качестве термоэлектрического материала. В связи с этим их исследование является актуальной задачей. Модельные компьютерные расчеты стабильных фаз Cu_nTe_m ($n, m=1 \div 10$) на основе эволюционного алгоритма USPEX при температуре $T=0$ К и давлении $p=10^5$ Па выявили следующие модельные соединения теллуридов меди: Cu_5Te_4 , Cu_3Te_2 и Cu_7Te_4 (в расчете на 1 атом теллура химическая формула имеет вид $\text{Cu}_{1,25}\text{Te}$, $\text{Cu}_{1,5}\text{Te}$ и $\text{Cu}_{1,75}\text{Te}$ соответственно). Согласно расчетам указанные соединения теллурида меди индицируются в триклинной фазе, за исключением состава $\text{Cu}_{1,25}\text{Te}$, который представляет собой частный случай триклинной сингонии – моноклинную структуру.

Согласно результатам расчетов зонной структуры, запрещенная зона как у синтезированных теллуридов меди состава $\text{Cu}_{1,85}\text{Te}$ и $\text{Cu}_{1,75}\text{Te}$ при комнатной температуре, так и у смоделированных структур $\text{Cu}_{1,25}\text{Te}$, $\text{Cu}_{1,5}\text{Te}$ и $\text{Cu}_{1,75}\text{Te}$ не обнаружена. Для теллурида меди Cu_2Te в высокотемпературной суперионной ГЦК фазе ($a=6,11\text{\AA}$, $T=821$ К) также характерным является отсутствие ширины запрещенной зоны. Анализ полной и парциальной плотности электронных состояний Cu_2Te (рис. 1) показывает, что интервал энергий от -7 эВ до уровня Ферми ($E=0$ эВ) является сильно гибридным Te $4d$, Te $5p$ и Cu $3d$ состояниями электронов. Отсутствие запрещенной зоны в суперионной фазе свидетельствует о том, что Cu_2Te является бесщелевым полупроводником.

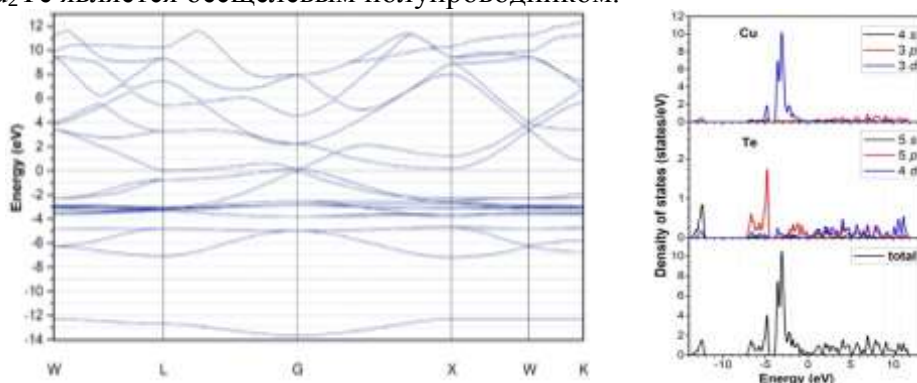


Рис. 1. Зонная структура, полная и парциальная плотность состояний высокотемпературной ГЦК фазы Cu_2Te

Металлический характер проводимости в теллуриде меди Cu_2Te обусловлен наличием узкой полосы в зонной структуре, пересекающей уровень Ферми в точке Г, которая занята p состояниями Те. Высокая плотность состояний вблизи уровня Ферми, образованная сильно гибридованными $5p$ состояниями Те и $3d$ состояниями Cu, позволяет отнести теллуриды меди к полуметаллам. Зонная структура теллуридов меди характеризуется высокой степенью pd -гибридизации энергетических уровней катиона и аниона вблизи уровня Ферми.

Работа выполнена в рамках гранта 210/5-21 в форме субсидии в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых.

ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛА $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

**Н.Н. Биккулова¹, Р.А. Якшибаев², Г.Р. Акманова², Д.И. Сафаргалиев¹,
А.Р. Курбангулов¹, Л.В. Цыганкова¹**

¹Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Стерлитамак

²Башкирский государственный университет, Уфа

bickulova@mail.ru

Селенид меди является перспективным материалом для производства автономных источников питания. Ряд особенностей системы Cu–Se, а именно: наличие фазового превращения в соединении Cu_2Se , высокая скорость диффузии ионов Cu, отклонение от стехиометрии, высокая упругость паров Se при повышенных температурах делают актуальным проведение комплекса экспериментальных исследований по разработке и оптимизации методологии получения объемного материала на основе селенида меди. В данной работе изучается деформационное поведение монокристаллического селенида меди $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ при комнатной температуре, расчет конфигурационной энергии с учетом электронной плотности, упругих модулей кристалла $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$.

Монокристаллические образцы выращивались методом Бриджмена-Стокбаргера. Испытания на сжатие при комнатной температуре проводились на установке Shimadzu™ AG-50K XD (скорость траверса 0,1 мм/мин).

Кривая сжатия монокристаллического образца $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ представлена на рис.1, а его механические свойства приведены в табл.1. Видно, что образцы ведут себя как пластичное твердое тело, демонстрируя значительную пластичность при высоком уровне пластичности. По прочности его модуль упругости близок к металлу, чем к ковалентному твердому телу. На кривой напряжения-деформации монокристалла $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ имеются три участка. Интенсивное упрочнение происходит на первом этапе деформации, длительность которого составляет около 10-12 %. После этого наблюдается пластическое течение практически без наклепа до 50 % сжатия. Интенсивное упрочнение образца происходит на третьем этапе, где наклон кривой близок к первому этапу. Форма образцов из квадратной превращается в эллипсоидную при сжатии 70 %.

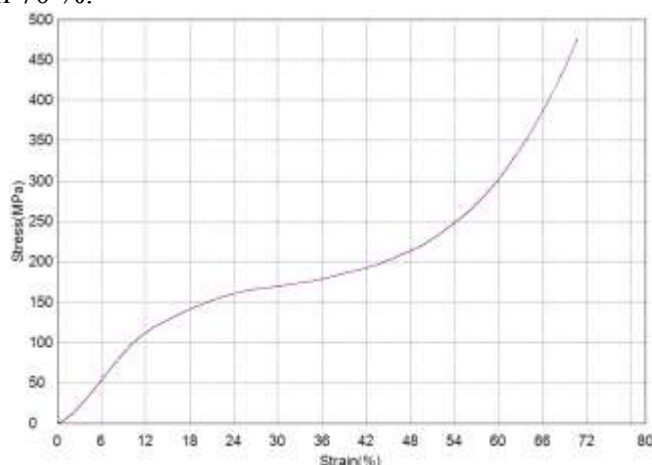


Рис. 1. Деформационная кривая для монокристалла $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ при комнатной температуре

Таблица 1

Механические свойства монокристалла $\text{Cu}_{1.8}\text{Se}$ при сжатии

Модуль упругости, МПа	Прочность на сжатие, МПа	Сжатие, %
100	450	70

Работа выполнена в рамках гранта 210/5-21 в форме субсидии в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

И. Ю. Богущ¹, Н. К. Плуготаренко¹, Т. Н. Мясоедова¹, В. В. Пташник²

¹*Институт нанотехнологий электроники и приборостроения ЮФУ, Таганрог*

²*Таганрогский научно-исследовательский институт связи, Таганрог*

inlys@sfedu.ru

В последние пару лет энергетический сектор сосредоточился на использовании альтернативных источников энергии, включая разработку суперконденсаторов, которые имеют очень многообещающее будущее из-за их высокой аккумулирующей способности [1]. Очень важную роль в работе суперконденсаторов играют свойства активного материала, используемого для изготовления электродов. В этой связи как перспективный материал привлекают большое внимание алмазосодержащие кремний-углеродные пленки за счет своих уникальных свойств: твердость (~ 20–40 ГПа) химическая инертность, большая ширина запрещенной зоны, низкий коэффициент трения и термостабильность (не менее 300 °C) [2].

В данной работе «чистые» кремний-углеродные пленки и кремний-углеродные пленки, легированные атомами металлов, получали из растворов на основе гексаметилдисилазана (ГМДС) и метанола в соотношении 1:2 и 1:9 методом электрохимического осаждения [3]. Полученные электрохимические характеристики кремний-углеродные пленки подробно описаны в работах [4-5].

Морфологию кремний-углеродных пленок исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Анализ СЭМ-изображений, показал, что кремний-углеродные пленки имеют пористую структуру. Распределение пор по размерам в кремний-углеродных пленках определяли по изотермам адсорбции/десорбции по методу Баррета-Джойнера-Халенды. Было установлено, что структура образцов кремний-углеродных пленок представлена как мезо-, микро-, так и макропорами. Объем микропор при увеличении концентрации электролита уменьшается, а объем мезопор увеличивается. Наибольшая удельная площадь поверхности наблюдалась в кремний-углеродных пленках, легированных атомами металлов. Исследование спектров комбинационного рассеяния показало, что кремний-углеродные пленки являются сложными многофазными объектами. Все рамановские спектры содержат линии в диапазоне, характерном для политипов SiC.

Исследования методами циклической вольтамперометрии и гальваностатического заряда-разряда показали, что кремний-углеродные пленки могут быть использованы в качестве материалов для электродов суперконденсаторов.

Исследование выполнено при поддержке Программы стратегического академического лидерства Южного федерального университета ("Приоритет 2030")

Литература

1. H. Ji, X. Zhao, Z. Qiao, J. Jung, Y. Zhu, Y. Lu, L.L. Zhang, A.H. MacDonald, R.S. Ruoff, Nat. // Commun. 2014 V 5, P.3317–3324
2. Berrueta, Alberto & Ursua, Alfredo & San Martin, Idoia & Eftekhari, Ali & Sanchis, Pablo // IEEE Access. 2019. V 7. 50869-50896.
3. Grigoryev M.N., Myasoedova T.N., Mikhailova T.S. // J. Phys.: Conf. Ser. 2018. V. 1124. – P. 081043.
4. Nina K. Plugotarenko, Tatiana N. Myasoedova, Inna Y. Bogush, // Materials Science in Semiconductor Processing, 2021, V 135, 106121.
5. Tatiana N. Myasoedova, Mikhail N. Grigoryev, Tatiana S. Mikhailova, // Journal of Alloys and Compounds, 2021, V 855 (2), 157504.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

А.И. Брилевский, М.Л. Линдеров, А.В. Данюк, Д.Л. Мерсон

Тольяттинский государственный университет, Тольятти
alexandrbril@yandex.ru

Понимание кинетики динамической рекристаллизации (ДР) является необходимым условием для научно-обоснованного выбора оптимальных режимов термомеханической обработки, обеспечивающих получение заданных механических свойств. Обычно для исследования ДР используют образцы на сжатие, которые нагружают при разных температурах до разных степеней деформации, и после разгрузки и остывания изготавливают шлифы для изучения микроструктуры, что требует проведения большой серии экспериментов и не позволяет получать информацию в реальном времени. Недавно в качестве альтернативного метода определения начала ДР было предложено использовать акустическую эмиссию (АЭ) [1]. Суть данного метода заключается в проведении испытания на растяжение цилиндрических образцов в термокамере при температурах $0,5-0,8 T_{пл}$ с записью сигналов АЭ. Из полученных данных вычисляются стандартные АЭ параметры, такие как энергия (E) и медианная частота (f_m), по которым можно вычислить критически важные для ДР точки. На (рис.1) приведен пример типичных зависимостей E и f_m для магниевого сплава Mg-0.85Zn-0.15Ca испытанного при 200°C . Аппроксимировав восходящие и нисходящие участки f_m , можно найти точку перегиба ε_{cr}^{AE} , которая, как было выявлено из микроструктурных исследований на других образцах, остановленных при деформациях до, во время и после данной точки [1], соответствует моменту завершения ДР. Таким образом, появляется возможность контролировать кинетику протекания ДР в реальном времени.

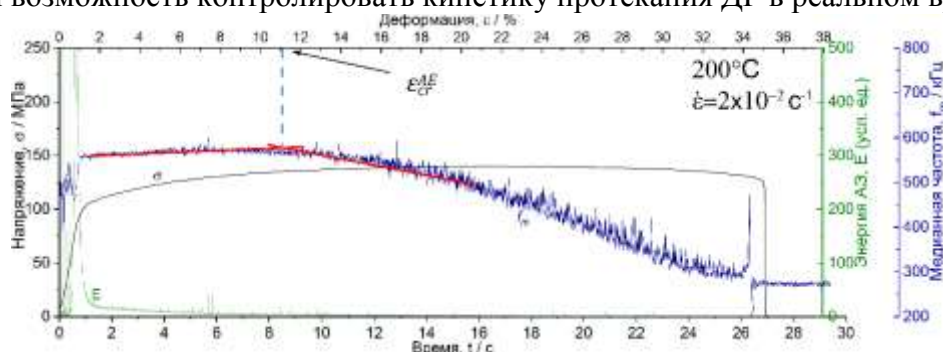


Рисунок 1 – Диаграмма растяжения, совмещенная с АЭ энергией E , медианной частотой f_m

Однако у этого метода существуют технические ограничения: (1) температурный диапазон датчика АЭ должен быть выше температуры процесса ДР; (2) чувствительность датчика АЭ должна быть достаточной для надежной регистрации низкоамплитудной АЭ; (3) корреляция точек начала и конца ДР, особенно, для магневых сплавов, имеющих большую асимметрию петли гистерезиса [2] при растяжении и сжатии, требует отдельного исследования. Несмотря на выявленные ограничения, результаты позволяют рассматривать данный метод в качестве дополнительного для определения динамической рекристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ №20-19-00585.

Литература

1. Merson D., Linderov M., Brilevsky A., Danyuk A., Vinogradov A. Monitoring Dynamic Recrystallisation in Bioresorbable Alloy Mg-1Zn-0.2Ca by Means of an In Situ Acoustic Emission Technique // Materials. 2022. 15. 328.
2. Merson D.L., Vasil'ev E.V., Vinogradov A.Y. Quantitative assessment of the bauschinger effect in magnesium alloys with the asymmetry effect // Inorg. Mater. 2018. 54. P. 1532–1536.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ НИКЕЛЯ, КРИОКАТАННОГО ДО РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ

И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев, О.Ш. Ситдиков

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

Исследовали влияние степени интенсивной деформации, реализованной изотермической прокаткой при температуре жидкого азота, на структуру и твердость чистого никеля (НП2), а также на его термическую стабильность при последующем отжиге.

Криогенную прокатку никеля проводили в изотермических условиях на шестивалковом стане до суммарных степеней деформации в интервале 30-90%. Последующий ступенчатый отжиг с повышением температуры в интервале 100-500°C осуществляли в печи сопротивления с выдержкой 30 минут на каждой ступени. Структуру анализировали стандартными методами оптической металлографии и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), прочность оценивали по изменениям микротвердости.

Обнаружено, что на начальной стадии прокатки никель упрочнялся с наибольшей интенсивностью. Так после прокатки до 30% твердость увеличилась в два раза по сравнению с исходным состоянием и достигла 200 HV (рис. 1). С дальнейшим увеличением степени деформации твердость росла медленнее и после 90% составила порядка 270 HV. Такое поведение было обусловлено особенностями формирования развитой дислокационной структуры в условиях сильного подавления динамических возврата и рекристаллизации.

Пост-деформационный отжиг при температурах до 200°C слабо сказался на твердости всех образцов, прокатанных до различных степеней (рис. 1). Это было обусловлено недостаточной активацией статических процессов возврата и рекристаллизации. С ростом температуры отжига указанные процессы активизировались, причем температура их активации снижалась со степенью предварительной деформации. В результате, разупрочнение никеля отмечали при меньшей температуре в образцах, прокатанных до больших степеней деформации.

Рассмотрена природа обнаруженных тенденций. Сделан вывод о том, что большая дефектность структуры и уровень внутренних напряжений, фиксируемые при переходе от холодной прокатки к криогенной, снижает температуру начала рекристаллизации никеля с 0.25 до 0.14 $T_{пл}$. При этом термостабильность деформационной структуры, полученной прокаткой с меньшими степенями, была выше.

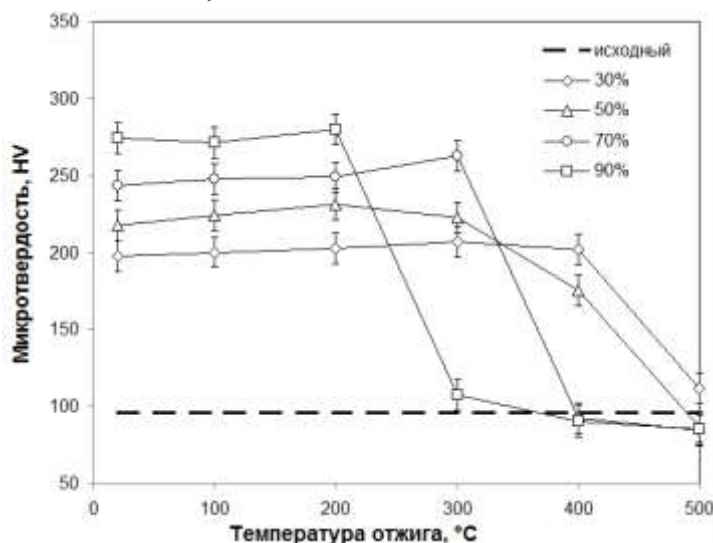


Рис. 1. Зависимости микротвердости никеля, криокатанного до различных степеней, от температуры последующего отжига

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ КРИОПРОКАТКОЙ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НИКЕЛЯ

**А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, Е.В. Автократова, Р.Р. Ильясов,
С.В. Крымский, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев**

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

Криогенные температуры деформации (ниже -153°C) лежат в основе ряда методов термомеханической обработки металлов и сплавов с целью придания им ультрамелкозернистой и/или нанокристаллической структуры с размером кристаллитов (зерен и субзерен) менее 1 и 0.1 мкм, соответственно.

Целью исследования была оценка влияния степени деформации при изотермической прокатке при температуре жидкого азота на структуру и прочность чистого никеля (НП2).

Эффект криопроточки с суммарными обжатиями до 90 % на структурно-механическое поведение крупнозернистого никеля с размером зерна более 300 мкм изучали с использованием современных методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, в том числе EBSD, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости.

Установлено, что в процессе прокатки Ni подвергается непрерывному упрочнению. В результате деформирования с обжатиями примерно до 50% его твердость увеличилась более чем в два раза и при этом интенсивность упрочнения была максимальна. В дальнейшем интенсивность упрочнения была меньше и к 90% привела лишь к трехкратному повышению твердости. Анализ тонкой и микроструктуры никеля показал отсутствие на обеих стадиях деформирования активного развития фрагментации и динамической рекристаллизации. Упрочнение было обусловлено действием дислокационного механизма, приводившего к непрерывному увеличению плотности дислокаций, а так же образованию и трансформации дислокационных формирований в виде скоплений, стенок и малоугловых границ ячеек. В результате криогенной деформации до 90 % формировалась крупноволокнистая структура с развитой наноячеистой субструктурой и крайне малым количеством динамически рекристаллизованных наноразмерных зерен.

Обсуждена природа обнаруженного структурно-механического поведения никеля. На основании анализа качественных и количественных данных эволюции плотности дислокаций, размеров кристаллитов и спектров границ зерен сделан вывод о том, что поведение никеля при прокатке вызвано чрезвычайно низкой температурой деформации, что обусловило низкую скорость образования и перестройки дислокационных структур.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ГЕТЕРОФАЗНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ДУПЛЕКСНОГО ТИПА

В.А. Валитов^{1,2*}, Э.В. Галиева¹, Е.Ю. Классман¹, М.И. Нагимов¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

valitov_va@imsp.ru

Рассмотрены закономерности формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры дуплексного типа при интенсивной пластической деформации и их влияния на сверхпластическое (СП) поведение гетерофазных высоколегированных никелевых сплавов с различным типом упрочняющей фазы $\{\gamma'; \gamma''(\delta), \gamma'+Y_2O_3\}$. Установлено, что интенсивная деформационно-термическая обработка (ДТО) с поэтапным снижением температуры обработки и использованием схемы всесторонней изотермическойковки наиболее эффективна для получения УМЗ структуры дуплексного типа ($\gamma+\delta$) в сплавах типа Inconel 718 и ЭК61, что, по-видимому, обусловлено значительным по времени (не менее 10 минут) инкубационным периодом выделения упрочняющей фазы $\gamma''(\delta)$ на основе интерметаллида Ni_3Nb . Обнаружено, что при низкотемпературной ДТО в поковках формируется однородная УМЗ структура смешанного типа, которая включает УМЗ составляющую с размером зерен матрицы (γ -фазы) и второй фазы менее 1 мкм, а также крупные некогерентные частицы второй фазы размером до $2\pm 0,5$ мкм в сплаве ЭК61 и $4,5\pm 1,2$ мкм в сплаве ЭП975, унаследованные от структуры типа микродуплекс, сформированной на первой стадии высокотемпературной ДТО.

Установлено, что формирование в никелевых сплавах УМЗ структуры смешанного типа способствует существенному расширению температурно-скоростного интервала СП. Выявлено, что в дисперсионно-твердеющих сплавах ($\gamma'; \gamma''+\delta$) с УМЗ структурой наблюдается эффект низкотемпературной СП, который проявляется при температурах на $200-250^\circ C$ ниже чем в материалах с микродуплексной структурой ($3\div 8$ мкм). При этом достигается снижение уровня напряжения течения в $1,5\div 2$ раза и рост скорости деформации на $1\div 1,5$ порядка. Сравнительный анализ СП свойств никелевых сплавов с УМЗ структурой при температуре $850^\circ C$ и скорости деформации $5\times 10^{-3} c^{-1}$ показал следующее. В сплавах ЭК61($\gamma+\delta$) и ЭК79 ($\gamma+\gamma'$) относительное удлинение составило 1741% и 1640%, при этом наблюдался низкий уровень напряжения течения 96 и 125 МПа соответственно. В более легированном сплаве ЭП975 ($\gamma+\gamma'$) значения относительного удлинения были существенно ниже (444%), а уровень напряжения течения наоборот выше (230 МПа).

На примере зарубежного никелевого сплава Inconel 718 показано [1], что в случае формирования в поковках нанокристаллической структуры с размером зерен 80 нм эффекта низкотемпературной СП ($1,5\times 10^{-4} c^{-1}$, $\delta=350\%$), проявляется даже при температуре $600^\circ C$. Проявлению как низкотемпературной, так и высокоскоростной СП, способствует дополнительное легирование никелевого сплава (ПДУ-1) тугоплавкими частицами фазы Y_2O_3 , которая обеспечивает высокую термическую стабильность УМЗ структуры.

Работа в части исследований, посвященных сплавам ЭК61 и ЭК79, выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-00271, а в части исследований, посвященных другим сплавам, в рамках госзадания ИПСМ РАН 122011900470-7.

Литература

1. V.A. Valitov, O.A. Kaibyshev, Sh.Kh. Mukhtarov, B.P. Bewlay, M.F.X. Gigliotti. Low temperature and high strain rate superplasticity of nickel base alloys // Materials Science Forum, 2001, V. 357-359, pp. 417–424.

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ХРОМЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ МЕТОДОМ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Н.В. Лежнин¹, А.В. Макаров¹, Е.Г. Волкова¹, А.И. Валиуллин¹, А.Б. Котельников²,
А.А. Вопнерук²

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

²ЗАО «НПП «Машипром», Екатеринбург

lezhnin@imp.uran.ru

Развитие промышленности требует получения материалов, сочетающих высокий уровень прочности, пластичности, тепло- и электропроводности. Хромциркониевая бронза – теплоустойчивый дисперсионно-упрочняемый сплав, получивший широкое распространение в металлургии, энергетике и электронике.

Интенсивная пластическая деформация – эффективный способ повышения прочности, хорошо изученный на примере равноканального углового прессования (РКУП) и сдвига под давлением. Обработка трением с перемешиванием (ОТП) – современная технология термомеханической обработки, позволяющая достигать степеней деформации в сотни процентов и представляющая собой механическое перемешивание пластифицированного материала инструментом, состоящим из пина и плечиков. В зоне перемешивания благодаря интенсивной пластической деформации происходит измельчение зерна, а разогрев способствует развитию процессов динамического возврата и рекристаллизации материала.

В работе выполнена обработка трением с перемешиванием хромциркониевой бронзы с исходной крупнокристаллической (зерно до 20 мм) структурой (рис. а). В зоне перемешивания глубиной 5 мм и шириной порядка 7 мм произошло измельчение зеренной структуры бронзы на четыре порядка: от 10 мм до 0,5-1,0 мкм (рис. б). Таким образом, ОТП вызывают измельчение структуры, сопоставимое с РКУП и сдвигом под давлением. Кроме того, в зоне перемешивания обнаружено выделение наночастиц хрома и интерметаллида Cu_5Zr , которых не наблюдалось в исходной структуре. Размер частиц хрома колеблется от 3 до 20 нм, средний размер – 7 нм. Зарегистрированная температура на периферии области обработки составила 280 °С. Согласно результатам моделирования [1], температура в зоне перемешивания на 100-150 °С выше, то есть достигает порядка 420 °С. Это согласуется с результатами работы [2], где выделение частиц размером 4-10 нм в РКУП-бронзе наблюдалось только в ходе последующего отжига при температурах 400-450 °С.

Твердость исходной крупнозернистой структуры бронзы находится на уровне 110-130 HV1. Твердость структуры в зоне перемешивания распределена в диапазоне 150-190 HV1. Рост твердости в 1,5-2,0 раза по сравнению с исходным состоянием можно объяснить измельчением бронзы (зернограничным упрочнением) и дисперсионным упрочнением наночастицами хрома и интерметаллида Cu_5Zr в результате ОТП.

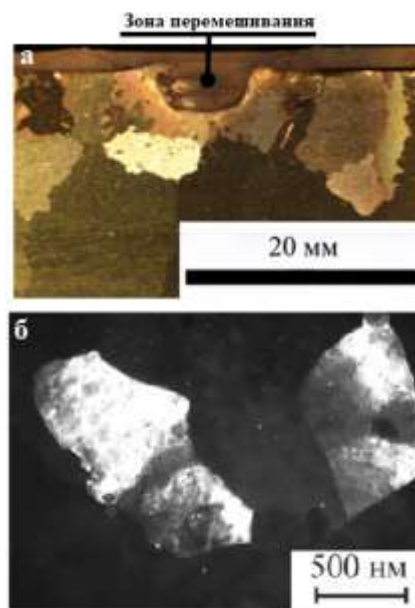


Рис. Исходная структура бронзы вокруг зоны ОТП (а) и структура в зоне ОТП (б)

Литература

1. R. Lai, X. Li, D. He et al. // Journal of Nuclear Materials. 2018. V.510. P. 70-79.
2. В.И. Зельдович, С.В. Добаткин, Н.Ю. Фролова и др. ФММ. 2016. Т. 117. №1. С. 79-87.

Выполнено в рамках гос. задания ИФМ УрО РАН по теме «Структура» № 122021000033-2.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП975 С МИКРОДУПЛЕКСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Р.Р. Габбасов¹, Э.В. Галиева², Валитов В.А.^{1,2}

¹Башкирский государственный университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Awesome.radim@yandex.ru

Жаропрочный никелевый сплав ЭП975, применяемый для изготовления деталей газотурбинного двигателя, имеет низкую технологическую пластичность, что, по-видимому, в значительной степени обусловлено чрезвычайно малым инкубационным периодом выделения упрочняющей γ' -фазы, которая имеет одинаковую с матрицей (γ -фазой) кристаллическую ГЦК решетку и очень малый параметр несоответствия решеток γ и γ' -фаз. Поэтому формирование в массивных заготовках из сплава ЭП975 мелкозернистой структуры микродуплексного является одним из необходимых условий для последующей деформации в условиях сверхпластичности.

В работе исследована микроструктура крупногабаритной заготовки диска из сплава ЭП975, полученной штамповкой в состоянии сверхпластичности на прессе усилием 1600 т.с. с применением изотермического блока УИШБ-510 и подкладных штамповых вставок из сплава. Температура нагрева заготовки под штамповку составляла 1130°C. По результатам микроструктурных исследований установлено, что во всех зонах штампованной заготовки микроструктура сплава ЭП975 однородная, мелкозернистая типа микродуплекс, со средним размером зерен γ -фазы $8 \pm 1,5$ мкм и γ' -фазы $3,2 \pm 1,1$ мкм, объемная доля крупных некогерентных частиц-зерен упрочняющей фазы ($V\gamma'$) $V\gamma' = 28\%$, объемная доля наноразмерных частиц $V\gamma' = 27\%$ (Рис. 1). Внутри зерен γ -фазы наблюдаются дисперсные (0,4 мкм) частицы γ' -фазы (Рис. 1б), которые обычно выделяются при охлаждении с температуры штамповки до комнатной температуры. Низкая плотность дислокаций в зернах γ -фазы и сохранение их равноосности свидетельствует о развитии при штамповке механизмов сверхпластической деформации, в частности основного механизма – зернограницного проскальзывания.

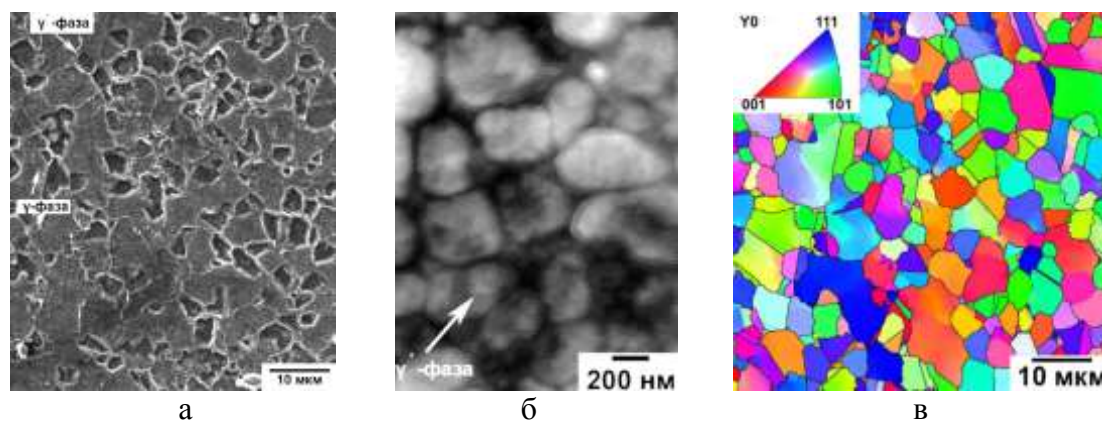


Рис. 1. Микроструктура штампованной заготовки сплава ЭП975 с микродуплексной структурой: а-РЭМ; б – ПЭМ, в - EBSD карта.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации (Стипендия Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1).

ФОРМИРОВАНИЕ РАВНООСНОЙ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Ni-Mn-Sn-Cu

Р.Ю. Гайфуллин, И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
gaifullin_1998@bk.ru

Сплавы Гейслера в области мартенситного превращения обладают сочетанием таких уникальных функциональных эффектов как ферромагнитный эффект памяти формы, магнитокалорический эффект, гигантское магнитосопротивление и др. Известно, что при многократных циклах мартенситного превращения, образцы сплавов в исходном литом состоянии подвержены разрушению вследствие накопления дефектов, формирующихся упругими напряжениями при фазовом превращении. Одним из способов повышения эксплуатационных свойств материала является деформационно-термическая обработка (ДТО) [1, 2]. Для выполнения обработки необходимо подготовить микроструктуру сплава: получить однофазное состояние, имитировать нагрев до температуры обработки и медленное охлаждение.

В данной работе приведены результаты исследования влияния на микроструктуру термической обработки методом гомогенизационного отжига, с последующей закалкой или медленным охлаждением в поликристаллическом сплаве $\text{Ni}_{45.3}\text{Mn}_{35.9}\text{Sn}_{14.3}\text{Cu}_{4.5}$.

Методом растровой электронной микроскопии проведен сравнительный анализ микроструктуры сплава в четырех структурных состояниях: 1 - исходном литом состоянии, 2 - после гомогенизационного отжига (ГО) при 860°C в течение 24 часов и последующей закалки (ГО+ЗАК), 3 - после ГО и последующего медленного охлаждения (ГО+МО), 4 - нагрев образца в состоянии ГО+ЗАК до 700°C с выдержкой 1 час и последующее медленное охлаждение (ГО+ЗАК+ОТЖ+МО). Последнее состояние имитирует температурный режим деформационно-термической обработки - всестороннюю изотермическую ковку при 700°C.

Анализ микроструктуры показывает, что после ГО+ЗАК исходная аустенитная микроструктура в виде крупных зерен размером 100-200 мкм, в которой наблюдается незначительное количество мартенситных пластин, переходит в однородную аустенитную структуру с размером зерен порядка 100 мкм. После ГО+МО исходного литого образца при комнатной температуре наблюдается аустенитная микроструктура с размером зерен ~100 мкм и выделением фазы, обогащенной никелем, с составом: $\text{Ni}_{56.89}\text{Mn}_{29.53}\text{Sn}_{3.32}\text{Cu}_{10.27}$. В результате многоступенчатой термической обработки методами ГО+ЗАК+ОТЖ+МО в материале была сформирована однородная аустенитная зёрненная структура с размерами зёрен ~100-200 мкм. Таким образом, в результате гомогенизационного отжига при 860°C в течение 24 часов и закалки формируется однофазное состояние, которое не разрушается при имитации температурного режима деформационно-термической обработки при 700°C.

Литература

1. L. Wei, X. Zhang, W. Gan, C. Ding, L. Geng. Hot extrusion approach to enhance the cyclic stability of elastocaloric effect in polycrystalline Ni-Mn-Ga alloys // Scripta Materialia 168 (2019) 28–32
2. Musabirov, I.I., Safarov, I.M., Galeyev, R.M., Afonichev D.D., Gaifullin R.Y. et al. Influence of Multi-Axial Isothermal Forging on the Stability of Martensitic Transformation in a Heusler Ni-Mn-Ga Alloy. Trans Indian Inst Met 74, 2481–2489 (2021).

УСТОЙЧИВОСТЬ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ДИПОЛЕЙ В ГРАФЕНЕ

Л.Х. Галияхметова, Ю.А. Баимова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
rysaeva.l.h@gmail.com

Существует множество модификаций углерода с очень разнообразными физическими и механическими свойствами, что обусловлено способностью углерода образовывать химические связи разного типа. Графен является одной из уникальных модификаций и представляет собой плоский моноатомный слой углерода, в котором каждый атом связан валентной связью с тремя соседями и уложен в гексагональную решетку [1], и к настоящему моменту является одним из самых активно исследуемых и перспективных материалов. Любая структура имеет дефекты, которые оказывают влияние на свойства материала. Наиболее распространённым дефектом в графене является дефект Стоуна-Уэльса (СУ), который представляет собой пару дефектов 5-7, которые рассматриваются как дислокации. Пара дефекты 5-7 расположенные на расстоянии друг от друга называются дислокационным диполем, а расстояние между ними – плечом. Часть расчетной ячейки с дислокационным диполем с плечом $16,4 \text{ \AA}$ показана на рис. 1а. На рис. 2б показан график вероятности структурных преобразований при повышении температуры. Наиболее частым типом динамики является перемещение одного из диполей, далее идет вторичное перемещение и образование СУ. Чем ближе расстояние между диполями, тем выше вероятность притяжения дислокаций и их аннигиляции

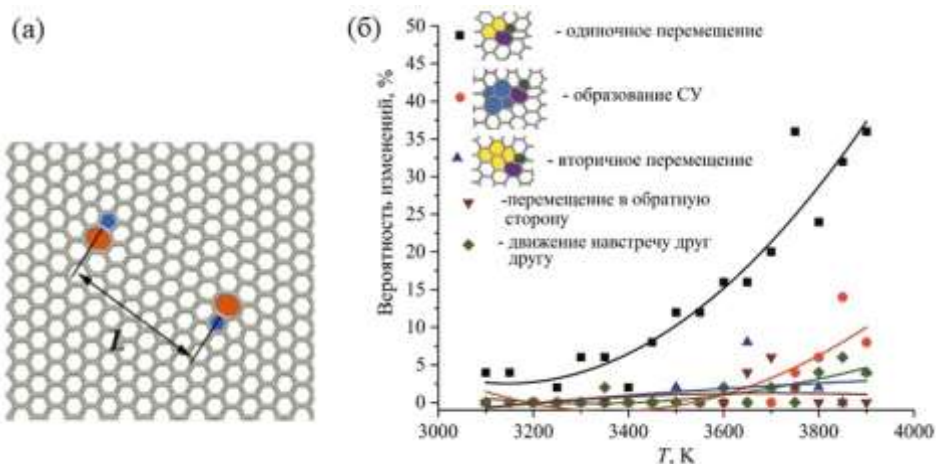


Рис. 1. Часть расчетной ячейки с дислокационным диполем с $L=16,4 \text{ \AA}$ (а), график зависимости вероятности изменений от температуры (б).

В данной работе методом молекулярной динамики проведено исследование взаимодействия дислокационных диполей в условиях повышенных температур. Рассмотрено влияние температуры и расстояния между диполями на устойчивость дефектов и их динамику, выявлены основные сценарии поведения динамики дефектов.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22-72-00057.

Литература

- 1 Geim, K. Novoselov // Nature Materials. 2007. V.6. P. 183–191.
- 2 A.I. Klyavlina, L.Kh. Rysaeva, R.T. Murzaev // J. Phys.: Conf. Ser. 2020. V. 1435. P. 012063.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП975

Э.В. Галиева¹, Е.М. Степухов², Габбасов Р.Р.², Валитов В.А.^{1,2}

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

Galieva_elvina_v@mail.ru

В настоящее время одним из перспективных направлений является получение неразъемных соединений из разноименных жаропрочных никелевых сплавов. Решение фундаментальных материаловедческих задач по получению качественных твердофазных соединений (ТФС) позволят создать научно-технический задел, необходимый для разработки инновационных технологий изготовления неразъемных биметаллических деталей, применяемых в конструкциях перспективных газотурбинных двигателей. Одним из перспективных технологических направлений получения ТФС из одноименных и разноименных сплавов является сварка давлением в условиях сверхпластичности [1-3]. В работе на примере двух разноименных жаропрочных никелевых сплавов ЭК61 и ЭП975 с различным типом упрочняющей интерметаллидной фазы $\gamma''(\delta)\text{-Ni}_3\text{Nb}$ и $\gamma'\text{-Ni}_3(\text{Al,Ti})$, соответственно, показана принципиальная возможность получения ТФС при сварке давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Для определения наиболее благоприятных условий получения качественного ТФС были проведены эксперименты по сварке давлением цилиндрических образцов, установленных в герметичный контейнер из нержавеющей стали, следующих размеров: диаметр $\varnothing=15$ мм, высота $H=15$ мм (ЭП975) и $H=20$ мм (ЭК61). Сварку давлением в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) проводили по схеме одноосного сжатия при температурах: 925, 900 и 850 °С. Обнаружено, что деформация локализуется в сплаве ЭК61 с исходной ультрамелкозернистой структурой, а сплав ЭП975 с микродуплексной структурой практически не деформируется. Установлено, что в контактной зоне формируется зона диффузионного взаимодействия, ширина которой увеличивается с ростом температуры. Микроструктурный анализ зоны ТФС показал, что с ростом температуры пористость снижается, а прочность повышается как при комнатной температуре, так и при повышенной.

Таким образом, показано, что сварка давлением в условиях сверхпластичности является эффективным методом для получения ТФС между деформируемыми жаропрочными никелевыми сплавами с различным типом упрочняющей фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации (Стипендия Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1).

Литература

1. Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов, В.А. Валитов, Ш.Х. Мухтаров, П.А. Классман, В.В. Астанин. Наноструктурирование и твердофазная сварка труднообрабатываемых сплавов // Перспективные материалы. 2011. № 12. С. 295–300.
2. E.V. Galieva, R.Ya. Lutfullin, A.Kh. Akhunova, V.A. Valitov, S.V. Dmitriev. Effect of surface relief on solid phase joining of heat-resistant nickel superalloys // Science and technology of welding and joining. 2018. V. 23. № 7. P. 612–618.
3. Э.В. Галиева, Н.В. Батаев В.А. Валитов, Лутфуллин Р.Я. Твердофазная сварка разнородных никелевых сплавов ЭП741НП и ЭК61 с различной геометрией поверхности соединения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 7 № 7 С. 507-512.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Р.В. Сафиуллин¹, В.А. Валитов^{1,2}, Р.Я. Лутфуллин^{1,3}, Э.В. Галиева¹, Е.Ю. Классман¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Бакирский государственный университет, Уфа

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
galieva_elvina_v@mail.ru

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в жаропрочном никелевом сплаве ЭК61 (аналог зарубежного сплава Inconel 718) позволяет реализовать эффект низкотемпературной сверхпластичности (СП), который актуален при создании ресурсосберегающих технологий формообразования полых изделий сложной конфигурации. В работе проведено исследование механических свойств никелевого сплава ЭК61 с УМЗ структурой в условиях одноосного растяжения и сжатия при температурах 650...850°C и скоростях деформации 10^{-3} - 10^{-4} с⁻¹. Исследован процесс сверхпластической формовки (СПФ) в условиях низкотемпературной СП листовых УМЗ заготовок из сплава ЭК61 в цилиндрическую матрицу (Рис. 1). Показано, что макродеформация модельных полых образцов при СПФ проходит относительно однородно и равномерно. С увеличением степени деформации (времени выдержки) в процессе СПФ при температуре 850°C наблюдается определенное укрупнение зерен с ~0.3 до ~2.4 мкм и изменение фазового состава (уменьшение объемной доли δ -фазы) исследуемого сплава. Сравнительный анализ полученных результатов с известными данными, приведенными в работах [1-3], свидетельствует, что сверхпластическое поведение УМЗ сплавов ЭК61 и Inconel 718 во многом аналогичное.

Полученные данные свидетельствуют о высоких сверхпластических свойствах сплава ЭК61 с УМЗ структурой и позволяют рекомендовать его для использования в инновационных технологических процессах низкотемпературной СПФ с целью формообразования различного типа полых изделий сложной конфигурации для авиакосмической техники.



Рис. 1. Образцы до (а) и после СПФ при T=850°C на глубину:
(б)– H = 5 мм; (в) – H = 10 мм; (г) – H = 15 мм.

Литература

1. V. Valitov, Sh. Mukhtarov, R. Lutfullin, R. Safiullin, M. Mukhametrakhimov // Advanced Materials Research. 2011. V. 278. P. 283-288.
2. В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин, Ш.Х. Мухтаров, М.Х. Мухаметрахимов // Материаловедение. 2009. №4. С. 24-27.
3. V.A. Valitov, R.R. Mulyukov, M.F.X. Gigliotti, P. R. Subramanian // Subramanian. Superalloys 2008. P. 325-332.

ВЛИЯНИЕ СДВИГОВОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНОМ НА ПРОЧНОСТЬ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

С.Н. Галышев

Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка
galyshev@ya.ru

Прочность волокнистых композитов во многом зависит от механических характеристик волокна и матрицы, однако не менее важным параметром является сдвиговая прочность границы между ними. Особое значение этот параметр имеет в композитах с металлической матрицей, что убедительно продемонстрировано в обзорах [1-3].

Так в обзоре [1] автор выводит уточненное правило смеси для расчёта прочности волокнистых композитов со «слабыми» границами в направлении армирования. В работе уточняется величина прочности волокна внутри композита в соответствии с предпосылкой о том, что в процессе разрушения происходит глобальное распределение нагрузки между всеми необорванными волокнами. На основании этого и экспериментальных данных о по меньшей мере восемнадцати различных композитах автор показывает, что с уменьшением сдвиговой прочности границы происходит уменьшение прочности композита. Это происходит по двум причинам, первая – уменьшение сдвиговой прочности границы увеличивает критическую длину волокна; вторая – в соответствии с распределением Вейбулла, с ростом длины волокна уменьшается его прочность.

В обзорах [2] на примере восьми типов композитов с металлической и керамической матрицами, а также в обзоре [3] на примере композита с алюминиевой матрицей, армированной оксидным волокном, показано, что «слабая» граница между матрицей и волокном приводит к торможению распространения магистральной трещины в плоскости перпендикулярной армированию, в результате чего прочность композита оказывается существенно выше, чем при «сильной» границе.

Таким образом, с одной стороны, согласно [1], уменьшение сдвиговой сокращает прочность композита, а с другой, согласно [2, 3], наоборот. Качественная модель, которая учитывает оба эти фактора, описана в работе [4]. Согласно этой модели, наибольшая прочность композита достигается при критической величине сдвиговой прочности между матрицей и волокном. При этом, в случае если сдвиговая прочность границы меньше критического значения, прочность композита определяется в соответствии с уточненным правилом смеси [1]. В противном случае прочность определяется критическим напряжением распространения трещины.

В докладе представлена оценка зависимости прочности композита от сдвиговой прочностью границы на основе экспериментальных данных, уточненного правила смеси, в соответствии с распределением Вейбулла, и оценки критического напряжения распространения трещины, в соответствии с концепцией Гриффитса-Орована-Ирвина.

Литература

- 1 W.A. Curtin, Ultimate strengths of fibre reinforced ceramics and metals // Composites. 1993. № 24(2). С. 98-102
- 2 G. Evans. The mechanical properties of reinforced ceramic, metal and intermetallic matrix composites // Materials Science and Engineering: A. 1991. №143(1-2). С. 63–76
- 3 H. E. Deve, C. Mccullough. Continuous-fiber reinforced composites: A new generation. // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. 1995. №47(7). С. 33–37
- 4 S. Galyshev, V. Orlov, B. Atanov, E. Kolyvanov, O. Averichev, T. Akopdzhanyan. The Effect of Tin Content on the Strength of a Carbon Fiber/Al-Sn-Matrix Composite Wire // Metals. 2021. №11(12). С. 2057(1-11)

СТАРЕНИЕ СПЛАВОВ КАК MULTISCALE-ЭФФЕКТ В РАМКАХ ТЕОРИИ НАНОКОМПОЗИТОВ

Н.Я. Головина

Тюменский индустриальный университет, Тюмень
golovinanj@tyuiu.ru

Одним из первых достижений теории нанокompозитов, построенной на наномеханике многофазных сред, является объяснение аномального усиления эффективного модуля Юнга стержня, изготовленного из мелкодисперсного композита: при постоянной относительной объемной доле армирующих частиц, эффективный модуль растет при уменьшении абсолютного размера армирующих частиц [1]. Эти multiscale-эффекты послужили толчком к объяснению эффекта старения сталей и сплавов [2]. С другой стороны, толчком к этой идее послужила проблема агломерации армирующих частиц на этапе хранения или изготовления нанокompозита. Действительно, пока адгезионные взаимодействия в агломерации не превышают предела адгезионной прочности, агломерация ведет себя как большая частица с теми же свойствами, что и исходные. Единственное различие – абсолютный размер. При хранении наночастиц используют различные ПАВы, снижающие адгезионные свойства наночастиц и препятствующие их агломерации. Для уже изготовленного нанокompозита применяются, как правило, соответствующие режимы термообработки, приводящие к распаду агломераций на мелкие части и последующей их диффузией. Если обратить во времени это явление, то полученный процесс можно воспринимать как модель старения: изолированные наночастицы армирующей фазы диффундируют и объединяются в агломерации, снижая, тем самым, эффективный модуль дисперсного нанокompозита. Так как оба процесса – и распад, и агломерация, зависят от технологии термообработки, в дальнейшем оба процесса названы моделями старения.

Данное исследование посвящено получению зависимости эффективного модуля Юнга от абсолютного размера армирующих частиц в рамках теории мелкодисперсных нанокompозитов. Рассмотрены два случая управления/изменения эффективного модуля Юнга при постоянной относительной объемной доле армирующей фазы. Первый – распад армирующей фазы. В этом случае эффективный модуль нанокompозита возрастает. Второй – агломерация частиц армирующей фазы. В этом случае эффективный модуль нанокompозита снижается. Эти закономерности представляются универсальными и не зависящими от технологии старения.

Литература

- 1 Miva M. «Influence of the diameters of particals on the modulus of elasticity of reinforced polymers», Kobunshi Ronbunshu, 1978, 35(2), p.125-129.
- 2 Белов П.А., Лурье С.А., Гордеев А.В. «Теория сред с сохраняющимися дислокациями. Градиентная модель нанокompозита, армированного SWNT», 2013, "Материаловедение", №5, стр. 35-39.

ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РЯДА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**Д.В. Гундеров^{1,2}, Р. Н. Асфандияров^{1,2}, С.Д. Гундерова², А. А. Чуракова^{1,2},
В.В. Астанин²**

¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*
dimagun@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) является одним из наиболее эффективных и широко применяемых методов ИПД. Метод ИПДК позволяет достичь измельчения зерна металлических материалов до нанокристаллического состояния и определить влияние больших деформаций на фазовые превращения, и даже сформировать аморфную структуру в ряде сплавов. Влиянию ИПДК на различные материалы посвящено несколько тысяч статей и множество обзоров. Однако, как показывают ряд исследований, реально достигаемая деформация γ при ИПДК твердых или закаленных металлов и сплавов может быть значительно ниже ожидаемой, которая предсказывается формулой $\gamma = 2\pi nRh$, где n – число оборотов наковален, R – радиус искомой точки, а h – толщина образца. Это несоответствие можно объяснить эффектом проскальзывания наковален по поверхности образца при ИПДК твердых и деформационно-упрочненных материалов. Ранее оценка проскальзывания осуществлялась в частности нанесением на верхнюю и нижнюю поверхности деформируемого диска параллельных меток (рисок). Однако оценить степень деформации при ИПДК с углом поворота бойков по $\theta > 90^\circ$ не представлялось возможным, так как нанесённые линии «стираются» с поверхности дисков.

Авторами развивается новый и эффективный метод оценки проскальзывания на различных стадиях ИПДК. Для таких материалов, как низкоуглеродистая сталь Fe-0.1% C, нержавеющая сталь, титан, титановые и Zr сплавы и др. показано, что если на начальных углах поворота наковален деформация кручением еще в некоторой степени реализуется (хотя меньше, чем ожидается), то после ИПДК на $n = 1$ оборот и выше деформация кручением не происходит из-за проскальзывания. Проведённые исследования структуры показали что, несмотря на проскальзывание, структура выбранных материалов измельчается, в них формируется наноструктурированное состояние, подобное наблюдаемому другими авторами при ИПДК аналогичных материалов. Можно утверждать, что, несмотря на проскальзывание при ИПДК, деформация все же осуществляется, но мода деформации иная, чем предполагается. Одним из возможных объяснений накопления деформации в образцах при ИПДК может быть в частности то, что плоскости верхнего и нижнего бойка отклонены друг от друга на небольшой угол. Это приводит к накоплению значительной деформации при вращении бойков.

Работа выполнена при поддержке грантов РНФ No. 22-19-00347 и РФФИ БРИКС m № 19-58-80018

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Гундерова С.Д.¹, Гундеров Д.В.^{1,2}, Чуракова А. А.^{1,2}, Рааб А.Г.¹

¹Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа

²Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа

gynderova@mail.ru

Титановые сплавы широко используются в медицине в качестве материалов для имплантатов. Перспективным для имплантатов материалом являются β -титановый сплав $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$, разработанный в университете Сан-Паулу., который содержат β -стабилизаторы, безопасные для организмов - молибден (Mo), ниобий (Nb) цирконий (Zr). Модуль Юнга сплава около 80 ГПа, что ближе к модулю Юнга кости, чем модуль Ti (120 МПа), и имплантаты из подобного сплава более точно имитируют костную ткань под нагрузкой, что снижает вероятность ранней резорбции имплантат от кости.

Повышение прочности материала имплантатов является важной задачей, поскольку это позволит повысить надежность имплантатов, или уменьшить их размеры при той же нагрузке. Обработка металлических материалов методом интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности равноканальным угловым прессованием (РКУП) является одним из перспективных методов повышения прочности и других служебных свойств.

В данной работе представлены исследования структуры и механических свойств β -титанового сплава $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$, в исходном, закаленном состоянии, и подвергнутого РКУП при температуре 200 °С $n=4$ и 7. Согласно данным РСА, ОЦК β -фаза является основной фазой в исходном состоянии и после РКУП-обработки структурные элементы измельчились до 100 нм. Рост полуширины линии β -фазы после РКУП и также ПЭМ свидетельствуют об измельчении структуры сплава. В исходном (после закалки) состоянии сплав имеет предел прочности при растяжении около 700 МПа и предел текучести 450 МПа при пластичности 30%. После РКУП-обработки предел прочности и предел текучести увеличиваются до 1280 и 1270 МПа соответственно [1]. Пластичность снижается до 6% после обработки РКУП. Значительное увеличение предела прочности и предела текучести сплава $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$ после РКУП с сохранением состояния β - фазы повышает перспективность материала для применения в медицине.

Работа выполнена при поддержке грантов РНФ No. 22-19-00347 и РФФИ БРИКС_m № 19-58-80018

Литература

1. A A Churakova, D V Gunderov, G I Raab, S D Prokoshkin, V A Sheremetyev, Paulo N Lisboa Filho, João Pedro, Ana Paula Rosifini Alves Claro Influence of ECAP on the structure and properties of $Ti_{18}Zr_{15}Nb$ and $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$ alloys for medical application.// Materials Science and Engineering 1014 (2021) 012006 doi:10.1088/1757-899X/1014/1/012006

ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ УЕДИНЕННЫХ ВОЛН (СОЛИТОНОВ) С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРИСТАЛЛЕ АЛЮМИНИЯ

А.А. Давлетбаков¹, Р.Т. Мурзаев²

¹*Башкирский государственный университет, Уфа*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
serarslan228@gmail.com

В течение нескольких последних десятилетий в физике конденсированного состояния активно изучаются нелинейные системы. Особый интерес среди нелинейных объектов вызывают солитоны. Они тесно связаны с явлениями локализации энергии на атомном уровне и ее транспортом по кристаллам. Солитоны являются одним из наиболее интересных и перспективных для практического применения объектов нелинейной физики. Солитонный подход является наиболее адекватным для описания нелинейной динамики в физике конденсированных сред, плазмы и теории поля. Несмотря на то, что солитоны известны науке более 180 лет, во многих областях знания они мало изучены. В частности, следует признать, что солитоны в твердых телах менее изучены, чем в жидкостях или оптике. В последнее время возрос интерес к дискретным нелинейным системам, в силу того, что долгое время считалось невозможным существование солитонов в таких средах. Наряду с этим представляет интерес, как взаимодействуют уединенные волны (солитоны) в кристаллической решетке с различными рода дефектами, такими как вакансии, междоузельные атомы, дефектами замещения, дислокациями и т.п.

В настоящей работе проведены исследования по взаимодействию уединённых волн (солитонов) с дефектами. Проведен анализ и сравнение влияния дефектов вакансионного типа.

Процесс моделирования проводился на расчетной ячейке размером $10 \times 200 \times 10$ элементарных ячеек, что соответствует $40,5 \times 809,98 \times 40,5$ Å. В качестве основного модельного материала был использован алюминий. Потенциал взаимодействия был взят ЕАМ потенциал для алюминия. Расчеты проводились с использованием пакета для молекулярно-динамического моделирования LAMMPS.

Возбуждение уединенной бегущей волны (солитона) производилось следующим образом, у подготовленной (релаксированной) расчетной ячейки по краю по оси oY выделялись 2-4 атомных слоя. Затем данные атомные слои смещались на определенную величину du , и фиксировались в положения смещения, чтобы исключить отскок смещенных атомов обратно. Значение du варьировалось от 0 до $a_0/2$ ($a_0 = 4.05$ Å параметр решетки для алюминия), вариация данного значения позволяет запускать уединенную бегущую волну с различными скоростями.

В процессе компьютерного моделирования рассчитывались значения смещения атомов, строились карты кинетической и потенциальной энергии, карты внутренних напряжений.

Исходно для сравнения были проведены расчеты для уединённой бегущей волны в чистом бездефектном кристалле алюминия. Для оценки процесса взаимодействия волны с точечными дефектами кристалла, на определенном расстоянии от начала движения солитона ($50-80$ Å) внедрялись случайным образом дефекты, в первом случае вакансии.

ВЛИЯНИЕ ВТОРОГО ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Nb

Даниленко В. Н., Киеккужина Л. У., Назаров К. С., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

vdan@anrb.ru

Развитие современной техники нуждается в создании новых материалов с повышенными свойствами. Композиционные материалы позволяют существенно повышать свойства готовых изделий различного назначения. Деформация кручения под высоким давлением (КВД) позволяет получать металломатричные композиты, соединяя различные металлы Al-Cu [1], Al-Nb [2], Al-Mg [3].

Целью данной работы является исследование влияния отжига на структуру и фазовый состав Al-Nb композита, полученного методом КВД.

Тонкие пластины технической чистых алюминия и ниобия с крупнозернистой структурой укладывали в стопку Al-Nb-Al. Стопку деформировали кручением под квазигидростатическим давлением 5 ГПа на 5 оборот со скоростью 1 об/мин при комнатной температуре. Полученный образец отжигали при температурах 500 °С в течение 30 мин., затем образец был отожжен при температуре 550°С в течении 30 минут. Отжиги проводили в печи Nabertherm HT04/17 с охлаждением на воздухе. Поверхность полученных образцов после отжига исследовали методами: просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА), растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа (ЭДА). Измерение микротвердости проводили на оптическом микроскопе Axiovert 100A с использованием установки для измерения твердости МНТ-10.

РСА образцов после деформации показал наличие максимумов, соответствующих алюминию, ниобию и интерметаллидному соединению (ИМС) Al_3Nb от плоскости (002). После первого отжига наблюдается уширения максимума на $2\Theta=38,40$ что вызвано появлением максимума ИМС Al_3Nb от плоскости (102). После второго отжига в образце помимо ИМС Al_3Nb наблюдается образование таких соединений как $AlNb_2$ и $AlNb_7$.

ЭДА образца показал, что перемешивание алюминия и ниобия и образование ИМС происходит на краю образца, что связана с неоднородностью деформации при кручении под высоким давлением. На электронограммах полученных в ПЭМ после второго отжига наблюдаются рефлексы интерметаллидных соединений Al_3Nb , $AlNb_2$ и $AlNb_7$. Что согласуется с данными РСА.

Распределение микротвердости неоднородно по радиусу и увеличивается к краю. При втором отжиге наблюдается увеличение микротвердости, что связано с образованием ИМС.

Литература

1. V.N. Danilenko, G.F. Korznikova, A.P. Zhilyaev, et all. // IOP Conf. Ser. Mater.Sci. Eng. 2018. № 447. P. 012021.
2. V.N. Danilenko, L U Kiekkuzhina, K S Nazarov and R R Mulyukov // IOP Conf. Ser. Mater.Sci. Eng. 2020. № 1008. P. 012065.
3. J,-K. Han, H.-J. Lee. et al.// Materials Science Engineering .A. 2017. V.684. P.328.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-12-00440.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЁВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СПЛАВЕ АК12 В ЭЛЕКТРОЛИТЕ С ДОБАВКОЙ СМЕСИ НАНОЧАСТИЦ $\text{SiO}_2/\text{Si}_3\text{N}_4$ В РАЗЛИЧНЫХ КОНЦЕНТРАЦИЯХ

А.Г. Денисова, М.Р. Шафеев, А.О. Черетаева, А.В. Полунин, М.М. Криштал

Тольяттинский государственный университет, Тольятти
aliona.denisova.tlt@gmail.com

Одной из наиболее эффективных и перспективных технологий обработки поверхности цветных металлов и сплавов (Al, Mg, Ti), является плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО), которое позволяет получать многофункциональные оксидные слои с широким комплексом свойств. Одним из определяющих факторов при ПЭО является состав электролита, от которого зависят качество и свойства получаемого оксидного слоя. В последние годы широко исследуется возможность улучшения характеристик оксидных слоев с помощью добавок в электролит различных нано- и микрочастиц, а также их смесей [1].

В работе представлены результаты исследования влияния добавки в электролит смеси двух порошков кремнийсодержащих наночастиц (НЧ) (SiO_2 и Si_3N_4) при различных их суммарных концентрациях на структуру и свойства оксидных слоёв, полученных ПЭО на сплаве АК12оч. Оксидные слои получали в щелочно-фосфатно-алюминатном электролите, в который дополнительно вводили смесь НЧ, содержащую SiO_2 (средний размер частиц 101 нм) и Si_3N_4 (средний размер частиц 94 нм) при различном их долевом соотношении в смеси $\text{SiO}_2/\text{Si}_3\text{N}_4$: 0/100, 20/80, 40/60, 60/40, 80/20 и 100/0 масс.% при суммарных концентрациях 1, 2 и 3 г/л. ПЭО проводили при плотности тока (27 ± 1) А/дм² в течение 120 минут. Исследовали структуру, элементный и фазовый состав оксидных слоев, измеряли толщину и микротвердость ($\text{HV}_{0,1}$), а также антикоррозионные характеристики полученных образцов. Коррозионные испытания проводили в 3,5 масс.% NaCl при комнатной температуре методами потенциодинамической поляризации и импедансной спектроскопии.

Установлено, что наибольший прирост толщины оксидных слоёв, а также уменьшение пористости и трещиноватости слоя (относительно базового слоя без добавки в электролит НЧ) наблюдается при введении в электролит смеси НЧ с повышенной долей SiO_2 (Рис.1).

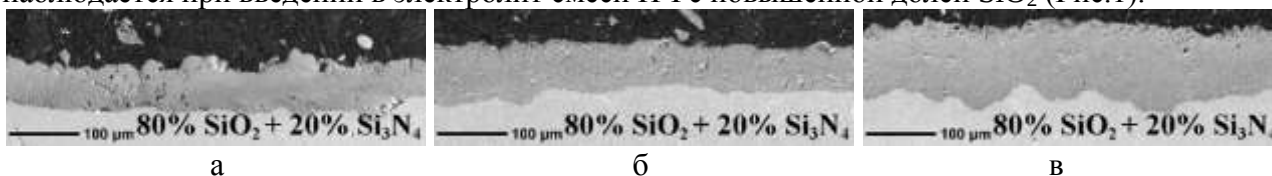


Рис. 1. Структуры оксидных слоёв, полученных при ПЭО из электролита с добавкой 1 г/л (а), 2 г/л (б) и 3 г/л (в) смеси НЧ при различном долевом соотношении SiO_2 и Si_3N_4

При доле НЧ SiO_2 60 и 80 масс.% и суммарной концентрации частиц 3 г/л средняя толщина слоёв достигла ≈ 90 мкм и ≈ 150 мкм соответственно. Основными фазами всех оксидных слоёв являются $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ (муллит), $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунд) и $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$. С увеличением доли НЧ SiO_2 в смеси повысилось количество муллита, а при увеличении в смеси НЧ Si_3N_4 повысилось суммарное количество $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в оксидных слоях. При введении 2 и 3 г/л смеси НЧ с долей Si_3N_4 80 масс.% достигнуты наибольшие значения $\text{HV}_{0,1}$ – до 922 МПа и 915 МПа соответственно. Добавка в электролит 1г/л смеси с 60 и 80 масс.% НЧ Si_3N_4 привела к уменьшению плотности тока коррозии исследуемых образцов до 0,36 - 0,58 нА/см², что в 2 - 4 раза ниже относительно базового оксидного слоя. Однако при увеличении общей концентрации смеси в электролите до 2 и 3 г/л дальнейшего значительного уменьшения плотности тока коррозии не наблюдалось.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного фонда, проект № 21-19-00656.

Литература

1. Fatimah S. [et al.] // J. Alloys Compd. 2017. Vol.707. pp. 358 – 364.

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТОЧНОСТИ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ ДЛЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

С.В. Дмитриев^{1,2}, С.А. Щербинин³, К.А. Крылова², Е.А. Корзникова^{1,2}

¹Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Нелинейные решетки поддерживают делокализованные нелинейные колебательные моды (ДНКМ), которые являются точными решениями динамических уравнений движения, определяемых симметрией решетки [1,2]. Поскольку для получения ДНКМ учитывается только симметрия решетки, они существуют независимо от типа взаимодействия между точками решетки и для произвольно большой амплитуды. Здесь, рассматривая группу пространственной симметрии ГЦК-решетки, мы получаем все однокомпонентные ДНКМ, динамика которых может быть описана одним уравнением движения. Обнаружено 12 таких мод и проанализирована их динамика для Cu, Ni и Al на основе *ab initio* моделирования и молекулярной динамики с использованием двух различных межатомных потенциалов [3]. Приводятся данные о временной эволюции атомных смещений, кинетической и потенциальной энергии атомов и составляющих компонент напряжения. Частотно-амплитудные зависимости ДНКМ, полученные в *ab initio* моделировании, используются для оценки точности межатомных потенциалов. Рассмотренные межатомные потенциалы (Менделев и др., Чжоу и др.) для Al не так точны, как для Cu и Ni. Потенциалы Менделева и др. можно использовать при относительно малых амплитудах колебаний, не превышающих 0,1 Å, тогда как потенциалы Чжоу справедливы при больших амплитудах. В целом представленное семейство точных решений уравнений движения атомов может быть использовано для оценки точности определения межатомных потенциалов ГЦК-металлов при больших смещениях атомов.

Подход, примененный к оценке точности межатомных потенциалов для ГЦК металлов, рассмотренный в данной работе, может быть с успехом использован для других кристаллических структур, для которых известны ДНКМ.

Работа С.В. Дмитриева была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-12-00229. Работа Е.А. Корзниковой поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации, номер гранта НШ-4320.2022.1.

Литература

1. Sakhnenko, V.P., Chechin, G.M.: Bushes of modes and normal modes for nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. *Phys. Dokl.* **39**, 625 (1994).
2. Chechin, G.M., Sakhnenko, V.P.: Interactions between normal modes in nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Exact results. *Physica D* **117**, 43 (1998).
3. Shcherbinin, S.A., Krylova, K.A., Chechin, G.M., Soboleva, E.G., Dmitriev, S.V.: Delocalized nonlinear vibrational modes in fcc metals. *Commun. Nonlinear Sci.* **104**, 106039 (2022).

УПРОЧНЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mg-X (X-Gd, Tb, Dy, Y)

Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

Магниевого сплавы находят применение в современной технике в качестве легких конструкционных материалов. Введение редкоземельных металлов в магний позволяет существенно повысить прочностные характеристики магниевых сплавов как при близких к комнатной, так и при повышенных (до 200-300°C) температурах [1]. Магниевого сплавы с редкоземельными металлами проявляют наиболее высокую прочность после термической обработки старением, сопровождающимся распадом пересыщенного твердого раствора магния. В этом случае в структуре сплавов образуются мелкие частицы, содержащие редкоземельные металлы, которые повышают их прочность. В данной работе представлены результаты исследования процессов старения двойных сплавов магния, содержащих гадолиний, тербий, диспрозий, иттрий. Содержание каждого редкоземельного металла в сплаве было близким к наибольшей его растворимости в магниевом твердом растворе [2]. Слитки были подвергнуты термической обработке, состоящей в отжигах при температурах близких к температурам максимальной растворимости редкоземельных металлов в твердом Mg: 520-540°C в течение 6 ч, после чего происходила их закалка путем охлаждения в воде комнатной температуры с целью получить в сплавах пересыщенные твердые растворы магния и дальнейшая термическая обработка (старение) при 200-300°C. Установлено, что характер изменения твердости с увеличением времени старения является одинаковым для сплавов всех систем. Проведенные исследования показали, что имеются три типа фазовых превращений в процессе распада твердого раствора, соответствующих определенным стадиям старения. Первая из них состоит в упорядочении кристаллической решетки магния по типу Mg_3Cd без четко видимых выделившихся частиц, сопровождающаяся незначительным упрочнением. Вторая из них состоит в выделении нано-размерных метастабильных фаз с базоцентрированной орторомбической кристаллической решеткой, обогащенных редкоземельными металлами [3], и сопровождается резким повышением твердости вплоть до максимума. Наконец, на третьей стадии распада магниевом твердого раствора выделяются более крупные частицы равновесных фаз, которые замещают более мелкие частицы метастабильных фаз, при этом наблюдается разупрочнение.

Литература

1. L.L. Rokhlin Magnesium Alloys Containing Rare-Earth Metals. London – NewYork: Taylor and Francis. 2003. 245 p.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т./ под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997, Т.2, С.379-380, С.697-698,; 1999.Т.3. Кн.1 С. 329-330, С. 342-344.
3. J. F. Nie // Metallurgical and Materials Transactions. 2012. V.43A. P. 3891-3939.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3%Cu В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Р.Р. Загитов¹, О. Ш. Ситдиков², Е.В. Автократова², М.В. Маркушев²

¹*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

zagitov-rinat@mail.ru

Исследована эволюция микроструктуры в модельном литом сплаве Al-3 вес % Cu в процессе равноканального углового прессования (РКУП) при 150°C (около 0,5 $T_{пл}$). Температура обработки соответствовала общепризнанной границе перехода от холодной к горячей деформации между двумя доменами, когда преобладает неоднородная деформация, приводящая к образованию ячеистых/деформационных полосовых структур, и когда более однородное пластическое течение обуславливает развитие равновесной субзеренной структуры, соответственно.

Сплав был получен литьем в металлическую изложницу и гомогенизирован при температуре 520°C в течение 4 часов с последующим охлаждением с печью. Такой режим предварительной термообработки был выбран для того, чтобы устранить дендритную ликвацию, сформировать равновесные выделения частиц $\theta(Al_2Cu)$ -фазы и обезлегировать матрицу - достичь минимальной концентрации меди в твердом растворе (~0,1% Cu при комнатной температуре). Это позволило избежать каких-либо эффектов от выделения неравновесных фаз при последующем нагреве под деформацию. После гомогенизации в структуре сплава присутствовали крупные преимущественно равноосные зерна размером от 200 до 400 мкм в которых избыточные и вторичные фазы были распределены достаточно однородно от зерна к зерну и имели размер от 10 нм до 1-3 мкм. РКУП цилиндрических заготовок $\varnothing 20 \times 100$ мм, вырезанных из слитка, проводили по маршруту А до истинной степени деформации $\epsilon=8$.

Как и при холодной деформации, основной отличительной особенностью теплового РКУП при $\epsilon=1-2$ было образование хорошо развитых дислокационных структур, состоящих из полос ячеек / полос микросдвига, а также более грубых деформационных полос, приводящих к фрагментации исходных зерен. При умеренных и больших деформациях ($\epsilon>4$) ячеистые полосовые структуры постепенно трансформировались в равновесную субзеренную структуру, характерную для горячей деформации, а полосы микросдвига служили основными источниками измельчения зерен. Новые ультрамелкие зерна формировались при взаимном пересечении полос микросдвига с последующим увеличением их количества и разориентации с ростом деформации. В результате при $\epsilon=8$ формировалась неоднородная структура с долей высокоугловых границ около 50%, состоящая из фрагментов исходных зерен и колоний новых зерен размером около 1,2 мкм. Было сделано заключение, что измельчение зерен происходило в основном путем непрерывной динамической рекристаллизации, контролируемой присутствующими в сплаве выделениями θ -фазы. Средний размер последних увеличивался в процессе РКУП от 15 до 35 нм, что облегчало как преобразование ячеистой структуры в субзеренную при развитии динамического возврата, так и трансформацию малоугловых границ в высокоугловые границы.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНОМ ГРАНУЛИРУЕМОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ BV751П

Р.И. Зайнуллин, Ш.Х. Мухтаров, А.А. Ганеев, Р.В. Шахов, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
zayn.rishat@yandex.ru

Диски авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) относятся к деталям ответственного назначения. Жаропрочный гранулируемый никелевый сплав BV751П, полученный горячим изостатическим прессованием (ГИП) – материал, из которого изготавливаются диски нового отечественного ГТД ПД-14 [1]. Традиционно гранулируемые сплавы считаются недеформируемыми, однако для улучшения комплекса механических свойств дисковых гранулируемых никелевых сплавов может быть применена деформационная обработка [2,3]. Разработаны режимы отжига для повышения деформационной способности исходного компактированного сплава. Проведены испытания на сжатие модельных образцов сплава $\varnothing 8 \times 12$ мм в широком температурно-скоростном интервале, определены температурно-скоростные условия, обеспечивающие деформацию без разрушения, исследовано влияние горячей деформации на микроструктуру сплава BV751П (рис. 1а). В частности, показано, что при температурах деформации 1125-1150°C в результате развития непрерывной динамической рекристаллизации в большей части деформированного образца происходит превращение крупнозернистой структуры в однородную и мелкозернистую со средним размером γ зерен $d \approx 5$ мкм (рис. 1б). Исследовано влияние температуры последеформационного отжига на увеличение объемной доли рекристаллизованных γ зерен. Показано, что отжиг при 1100°C (2 ч.) приводит к увеличению объемной доли рекристаллизованных γ зерен при сохранении мелкозернистой структуры, в то время как отжиг при 1125°C (2 ч.) приводит уже к росту размера рекристаллизованных γ зерен до 7-10 мкм.

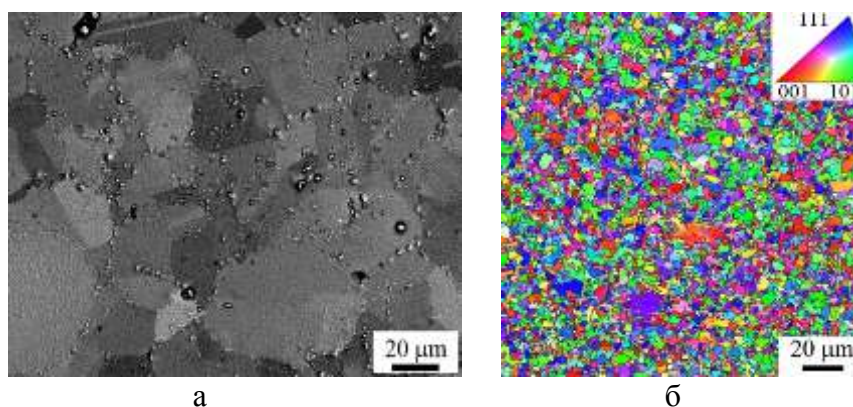


Рис. 1. Микроструктура сплава BV751П (РЭМ): (а) состояние после ГИП, (б) состояние, полученное после изотермической деформации сжатием при $T=1125^{\circ}\text{C}$ и $\dot{\epsilon} \approx 10^{-2} \text{ c}^{-1}$
(а – BSE, б – EBSD-карта)

1. Литература

1. L.B. Ber, S.V. Rogozhkin, A.A. Khomich, A.G. Zaluzhnyi // Physics of Metals and Metallography. 2022. V. 123. No. 2. P. 163–177.
2. Е.И. Разуваев, М.В. Бубнов, М.М. Бакрадзе, С.А. Сидоров // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 80-86.
3. R. Athey, J. Moore // SAE Technical Paper 751047. 1975. P. 16.

УГЛЕРОДМАТРИЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КОМПОЗИТЫ – НОВЫЙ ВИД ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ

**Ю.А. Захаров, Г.Ю. Сименюк, Т.О. Сергина, Н.В. Иванова, Т.А. Ларичев,
И.Ю. Зыков, Ю.Н. Дудникова**

Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово
zakharovya@iccms.sbras.ru

В связи с нерешенностью общей проблемы сопряжения требуемого уровня функциональных характеристик электродов суперконденсаторов (СК) со «стоимостью одной фарады» возрастает актуальность работ по созданию новых типов электродов; одно из магистральных направлений – разработка С-матричных нанокомпозитных электродов. В качестве важнейшей, определяющей перспективность «углеродматричного нанокомпозитного подхода», встает задача реализации максимально возможных эффектов увеличения емкости и других функциональных характеристик наноструктурированных композитов (НСК), сформированных на основе перспективных видов С-матриц, наполненных с использованием разных методов введения наночастицами (НЧ) электрохимически активных в заданном потенциальном окне соединений и (или) способных формировать при поляризации двойной электрический слой (ДЭС) с повышенной плотностью.

В докладе, в рамках решения этой проблемы, впервые рассмотрены сопоставительно и в сравнении с ранее полученными данными два вида НСК, сформированных на основе различных по морфологии С-матриц (одностенные углеродные нанотрубки – ОУНТ и синтезированные из каменных углей с различной степенью метаморфизма высокопористые углеродные матрицы – ВПУМ) и наполненных НЧ наиболее, как показано, эффективно накапливающими при поляризации электрический заряд по альтернативным механизмам формирования высокоплотного ДЭС (Au) и протекания электродных Red-Ox реакций (Mn_xO_y).

Методами РФА, МУРР, ПЭМ, сорбционной порометрии исследована морфология НСК на матричной основе ОУНТ и ВПУМ с оптимизированным содержанием наполнителей, осажденных в режиме молекулярного наслаивания автовосстановлением С-матрицами из водных растворов прекурсоров ($KMnO_4$, $HAuCl_4$), при найденных оптимальных условиях (концентрации реагентов, температура среды).

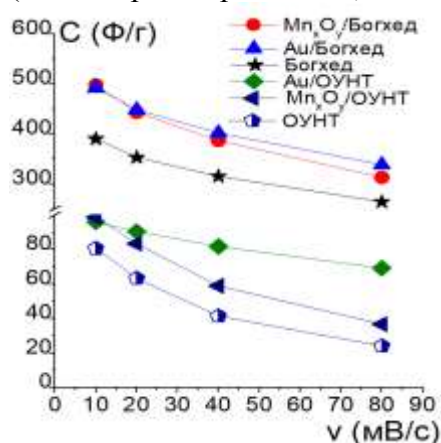


Рис. 1. Зависимость емкости электродов от скорости сканирования потенциала

Методами циклической вольтамперометрии (ЦВА) и электрохимической импедансометрии рассмотрены электроемкостные свойства матриц и НСК на их основе. Установлены значительные эффекты возрастания удельной электрической емкости матриц при введении наполнителей (рис. 1), более выраженные в области высоких скоростей сканирования потенциала для Au-наполнителя ввиду малоинерционности накопления заряда в ДЭС на границе Au/электролит (до 300% для НСК ОУНТ/2% Au и до 150% для НСК ВПУМ Богхед/1% Au) и при низких скоростях сканирования для Mn_xO_y -наполнителя (до 150% для НСК ВПУМ/2% Mn_xO_y) – ввиду добавления псевдоемкостной составляющей за счет протекания Red-Ox реакций, характер которых установлен по положениям экстремумов на кривых ЦВА. Обсуждено влияние морфологии НСК на их электроемкостные свойства и, совместным рассмотрением изложенных в докладе и в [1] данных, вопросы создания высокоэффективных НСК-электродов СК.

Литература

1. Y. Zakharov, G. Simenyuk, V. Pugachev, V. Dodonov, T. Trosnyanskaya, Z. Ismagilov, E. Kachina, D. Yakubik // Energy Technology. 2021. V. 9. № 11. P. 2100449.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ СОСТАВОВ БОГАТЫХ Pt НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИСТЕМ FePt И CoPt

**Ю.А. Захаров, И.Н. Тихонова, Н.С. Захаров, В.М. Пугачев, А.Н. Попова,
Д.М. Руссаков**

Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово
ZakharovYA@iccms.sbras.ru

При высокой актуальности исследований наноструктурированных (НС) и наноразмерных (НР) систем FePt и CoPt, связанной с уникальностью магнитных характеристик интерметаллидов эквиатомных составов с высокоупорядоченной структурой $L1_0$, и большим, в связи с этим числом опубликованных работ, практически не изученными являются эти биметаллы в области составов, богатых платиной. В то же время, показано, что особенности фазовых составов, составов фаз и фазовые превращения в них являются важными для понимания процессов формирования актуальных ИМ со структурой $L1_0$ [1]. В докладе впервые представлены результаты изучения морфологии НР кристаллов и установлены нетривиальные особенности структурно-фазовых свойств НС FePt и CoPt в области $Pt > Fe, Co$ ат. %.

Методами РФА, МУРР, ОЭС ИСП, ПЭМ ВР, РСА с прецизионным определением параметров решетки (компьютерное моделирование дифракционных рефлексов функцией Пирсон VII, учет дублетности монохромированного характеристического Си-излучения и смещения при нагревании образца от оси гониометра) и выполненным на основе этого определением составов ГЦК ТР установлено, что в рассматриваемой области составов единственными регистрируемыми РФА-фазами (ДРФ) являются ГЦК твердые растворы (ТР) с установленными верхними при синтезе границами растворимости (ВГРС) $11 \pm 0,7$ и 20 ± 1 ат. % для Fe и Co соответственно, нанокристаллы (НК) которых имеют развитую грань [111]. В составах с содержанием Fe, Co выше ВГРС наряду с ДРФ формируются чрезвычайно высокодисперсные дифракционно нерегистрируемые фазы (ДНФ), фиксируемые ПЭМ ВР и МУРР на пределах разрешения и участвующие в фазовых трансформациях с образованием ИМ $L1_0$ [1].

Нетривиальный характер имеют установленные температурные зависимости ВГРС (рис. 1), а также обнаруженная экспериментально радиальная неравномерность составов НК ТР.

Обсуждены модели формирования таких НК и профилей температурной зависимости ВГРС.

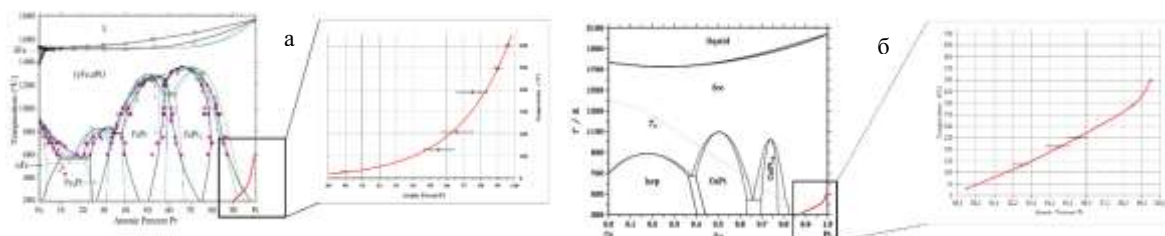


Рис. 1. Известные фазовые диаграммы систем FePt (а) и CoPt (б) и установленные фрагменты диаграмм фазовых состояний НС систем в области, богатой Pt

Литература

1. Pugachev V. M. et al. Phase transformations of the nanostructured iron-platinum system upon heating //Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2021. – V. 1749. – №. 1. – P. 012036.

ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ БОРИРОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА

Ю.Ф. Иванов, В.В. Шугуров, Е.А. Петрикова, Н.А. Прокопенко, А.Д. Тересов, О.С. Толкачев

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

Цель работы – аттестация структуры и свойств высокоэнтропийного сплава (ВЭС), подвергнутого насыщению атомами бора комплексным электронно-ионно-плазменным методом [1]. Насыщение ВЭС (пленка толщиной 5 мкм, напыленная на сталь 12Х18Н10Т) атомами бора осуществляли в два этапа. На первом этапе на поверхность ВЭС напыляли пленку (бор + хром) толщиной 1 мкм. На втором этапе сформированную систему «пленка (Cr+B)/(пленка ВЭС, напыленная на сталь 12Х18Н10Т) подложка» облучали интенсивным импульсным электронным пучком. Показано, что износостойкость модифицированного сплава более чем в 30 раз выше износостойкости исходной пленки ВЭС. Микротвердость модифицированного сплава на 10,5 % превышает микротвердость ВЭС в исходном состоянии. Выявлено, что облучение системы «пленка/подложка» импульсным электронным пучком приводит к формированию многоэлементного поверхностного сплава состава (ат.%) 5.8Al-11.6Ti-12.9Cr-13.0Fe-2.4Ni-13.1Cu-10.4Zr-8.8Nb, остальное (22 ат.%) кислород + бор. Установлено, что высокие трибологические свойства поверхностного сплава обусловлены формированием в модифицированном слое толщиной 6 мкм многофазной субмикронанокристаллической структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рис. 1, а). Показано, что высокоскоростная кристаллизация сопровождается расслоением сплава с образованием протяженных прослоек, обогащенных атомами меди, расположенных вдоль границ ячеек кристаллизации (рис. 1, б).

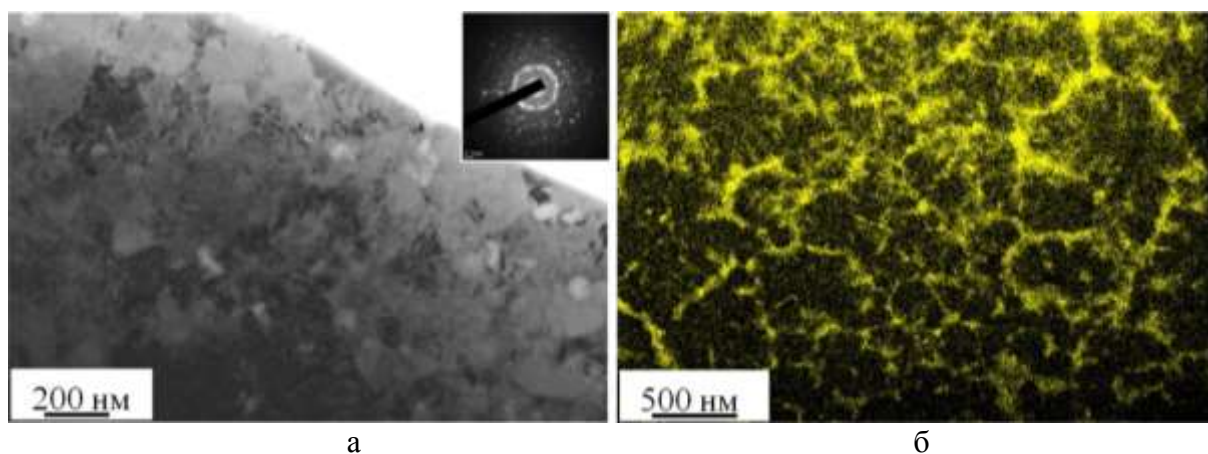


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя системы «пленка (Cr+B)/(пленка ВЭС, напыленная на сталь 12Х18Н10Т) подложка», облученной импульсным электронным пучком (18 кэВ, 30 Дж/см², 200 мкс; 10 имп.; 0,3 с⁻¹) (а); б – изображение данного слоя, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов меди.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (grant № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.)

Литература

1. N.A. Prokopenko, E.A. Petrikova, V.V. Shugurov, M.S. Petykevith, Yu.F. Ivanov and V.V. Uglov // AMEFP 2020. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2021. 1093 012025. DOI:10.1088/1757-899X/1093/1/012025.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СИНТЕЗА НА ФОРМИРОВАНИЕ НИКЕЛЬ-МЕДНОГО НАНОКОМПОЗИТА

И.Ю. Исаева¹, Г.Ю. Остаева¹, Е.А. Елисеева¹, А.Л. Головин², А.Л. Васильев^{2,3}

¹*Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ), Москва*

²*Институт кристаллографии ФНИЦ «Кристаллография и фотоника РАН», Москва*

³*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва
irina-razumova-xim@yandex.ru*

Известно, что процесс формирования металлических частиц неравновесный. Влияние на конечный результат оказывают множество факторов: состав компонентов, их соотношение, порядок смешивания и температура процесса. Наиболее интересным для понимания механизмов формирования полимерного никель-медного нанокompозита является изучение влияния температуры на процесс синтеза и, как следствие, на конечный продукт.

В работе представлены результаты исследования влияния температуры на соотношение никеля – меди в конечном продукте, полученном в результате химического синтеза из водного раствора солей в присутствии полимерного стабилизатора (0,02 моль/л CuSO_4 , 0,02 моль/л NiSO_4 и 0,02 осново-моль/л поли-N-винилпирролидона). Синтез проводили при температуре $+5^\circ\text{C}$ и $+25^\circ\text{C}$.

Изучение полимерного нанокompозита проводили методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ), энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (ЭРМ) в сочетании с рентгеновским фазовым анализом (РФА).

Изображения, полученные методом ПРЭМ, показали, что в образцах, синтезированных при температуре $+25^\circ\text{C}$, частицы связаны в цепочки и имеют размеры 20-80 нм. Изображения образцов, полученных при температуре $+5^\circ\text{C}$, также демонстрируют частицы, связанные в цепочки, но при этом размер частиц достигает 100 нм. Наличие оксидов и в том, и в другом случае подтверждено методом ПЭМ. На ЭРМ спектре отчетливо проявляются пики никеля, меди, а также кислорода в обоих случаях. При этом пик кислорода не выразительный, что свидетельствует о низком содержании кислорода. Методом РФА идентифицированы фазы, составляющие исследуемые образцы. Рентгенограмма образца частиц полученных при температуре $+25^\circ\text{C}$ показала следующее соотношение: кристаллическая медь Cu – 41,5%, куприт Cu_2O – 58%, оксид меди CuO – 0, 5%. При этом пик Ni не зафиксирован. Рентгенограмма образца частиц синтезированных при температуре $+5^\circ\text{C}$ показала следующее соотношение: куприт Cu_2O – 64,6%, оксид меди CuO – 22,2%, оксид никеля NiO – 8,1%, кристаллическая медь Cu – 5,1%. Исследование ряда изображений кристаллических решеток полученных частиц показывает присутствие периодичностей характерных для меди и ее оксидов, а также никеля и оксидов никеля.

Изучение строения и состава конечных продуктов синтеза никель-медного нанокompозита необходимо для разработки методов получения материалов с заданными свойствами. Полученные данные доказывают, что даже незначительные изменения температуры влияют на соотношение компонентов в конечном продукте, что несомненно приведет к изменению свойств получаемых наночастиц.

ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ ВЫПОЛНЕНИЯ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6063

Д.Б. Кабирова, Н.Ф. Хайретдинов, Р.Ф. Фазлыяхметов, М.Ф. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marcel@imsp.ru

Алюминиевые сплавы 6XXX серии обладают высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью, поэтому широко используются в аэрокосмической и транспортной промышленности. В последнее десятилетие для соединения деталей сплавов этой серии широко используют сварку трением с перемешиванием (СТП). Сплавы 6xxx серии являются термоупрочняемыми, поэтому для достижения максимально высоких свойств на финальной стадии применяют искусственное старение. Однако многочисленные исследования показали, что механические свойства в зоне СТП распределены неравномерно [1-3]. Старение после СТП часто сопровождается повышением твердости только в зоне термомеханического воздействия (ТМВ), но не сопровождается таким же увеличением твердости в зоне термического воздействия (ТВ) [1-3]. Было установлено, что снижение свойств в зоне СТП сплавов 6xxx серии связано с неравномерным растворением частиц вторичных фаз в результате интенсивного термомеханического воздействия.

Целью данной работы было установить влияние различных сочетаний обработки трением с перемешиванием (ОТП), закалки и старения на микротвердость и микроструктуру сплава 6063 и предложить режим, позволяющий получить высокое и однородное распределение микротвердости в зоне ОТП в сочетании с благоприятной микроструктурой.

Исследовали влияние восьми различных режимов термомеханической обработки, отличающихся сочетанием ОТП, закалки и старения, на микротвердость алюминиевого сплава 6063. Режим 8 (закалка+ОТП+старение) предложен впервые, т.к. не описан в литературе. Установлено, что основным механизмом упрочнения сплава является дисперсионное твердение, т.к. ОТП не дает значимого прироста микротвердости. По своему воздействию на фазовый состав и микротвердость ОТП эквивалентна закалке: при обоих видах обработки происходит растворение упрочняющих частиц вторичных фаз. Из всех использованных режимов термомеханической обработки только два обеспечивают достижение высокой и однородно распределенной микротвердости в зоне ОТП на уровне микротвердости базового материала: режим 6 (ОТП+закалка+старение) и режим 8 (закалка+ОТП+старение). После обработки по режиму 6 в зоне ОТП выросли аномально крупные зерна размером до нескольких миллиметров. В состоянии 8 в зоне ОТП зерна намного меньше, их размер не превышает 30 мкм. Практически важным режимом следует признать режим 8, где исходное состояние перед ОТП получено закалкой. В этом случае исходное состояние является наиболее мягким (микротвердость 35 HV), что способствует меньшему износу инструмента при ОТП. Кроме того, исключение нагрева под закалку после ОТП позволяет избежать аномального роста зерен.

Литература

1. G. Liu etc. // Scripta Materialia. 1997. V. 37. N3. P. 355.
2. Y.S. Sato etc. //Metallurgical and Materials Transactions A. 1999. V.30a. P. 3125.
3. Y. S. Sato etc. //Metallurgical and Materials Transactions A, 2001. V. 32a. P. 3023.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С РАДИАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ В ОЦК РЕШЁТКЕ

А.М. Казаков¹, Р.И. Бабичева², Ю.Р. Шарапова¹, С.В. Дмитриев^{3,4}, Е.А. Корзникова^{1,3}

¹Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа

²Наньянский технологический университет, Сингапур

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

⁴Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

ezabfarm@mail.ru

Вольфрам - наиболее часто используемый металл в областях связанных с облучением и другими экстремальными воздействиями. Под воздействием облучения в металле образуются такие дефекты, поры и дислокационные петли. К настоящему моменту взаимодействие дислокаций с подобными дефектами изучено недостаточно, в силу чего исследования в данном направлении являются актуальными [1]. В работе проведен численный эксперимент с применением метода молекулярной динамики, целью которого является изучение механизма деформационного упрочнения ОЦК вольфрама, которое ассоциировано с перерезанием пор в решетке краевой дислокацией. Моделирование проводилось с использованием свободно распространяемого пакета LAMMPS для монокристалла определенной ориентации, в котором рассматривали скольжение краевых дислокаций в основной системе скольжения и их взаимодействие с порами. Ранее в аналогичной постановке подобная задача решалась для ОЦК железа [2]. В исследовании было рассмотрено две модели для изучения данного процесса: с периодическими граничными условиями по трем направлениям и с периодическими граничными условиями по двум направлениям и фиксированными стенками в третьем направлении. Рассчитаны зависимости сдвигающего напряжения от деформации сдвига в интервале температур 600-1400 К. Показано, что дислокации перерезают поры, и присутствие пор приводит к повышению напряжения течения, причем, данный эффект становится более заметным с ростом диаметра пор. Изменение температуры заметно при взаимодействии дислокации с порой небольшого размера, при pore диаметра 6 нм влияние температуры практически отсутствует. Описан механизм взаимодействия краевых дислокаций и пор под воздействием сдвигающего напряжения. Полученные результаты способствуют более глубокому пониманию механизмов деформации решеток металлов в далеких от равновесия условиях с целью разработки методов предиктивного численного анализа направленного на обеспечение устойчивости структуры материала, что является особо важным при работе в экстремальных условиях с возможностью спонтанной локализации энергии [3].

Работа А.М. Казакова профинансирована в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ ФГБОУ ВО «УГАТУ» (договор № 075-03-2022-318/1) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях» Работа Е.А. Корзниковой была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-12-00275.

Литература

1. Golubeva A., Cherkez D. Hydrogen retention in doped tungsten materials developed for fusion (Review). *Problems of Atomic Science and Technology*. 2018. V. 41, pp. 26-34.
2. Bonny G., Terentyev D., Elena J., Zinovev A., Minov B., Zhurkin E.E. Assessment of hardening due to dislocation loops in bcc iron: Overview and analysis of atomistic simulations for edge dislocations. *Journal of Nuclear Materials*. 2016. V. 473, pp. 283-289.
3. Lutsenko IS, Zakharov PV, Sharapova YuR, Starostenkov MD. Manifestation of instability in clusters of high-amplitude excitations crystal lattice of composition A3B. *Materials. Technologies. Design*. 2021. V. 3, pp. 43-47.

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА ПОСЛЕ ОТЖИГА И ДЕФОРМАЦИИ

Ю.В. Калетина, А.Ю. Калетин, Е.Д. Грешнова

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

В последние годы большое внимание уделяется исследованию сплавов Гейслера Ni-Mn-In нестехиометрических составов, в которых реализуются управляемые магнитным полем эффекты памяти формы [1-3]. Однако хрупкость крупнозернистых поликристаллических сплавов Гейслера исключает их широкое практическое использование. Одним из немногих эффективных способов достижения высокопрочного состояния является получение мелкозернистой структуры в результате пластической деформации.

Исследовали сплавы семейства Ni-Mn-In, синтезированные электродуговой плавкой в атмосфере аргона с последующим гомогенизирующим отжигом при температуре 850°C в течение 24 ч. В исследуемых $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) сплавах изменялось соотношение Ni/Mn. После отжига сплавы подвергали деформации кручением в наковальнях Бриджмена под давлением от 6-8 ГПа при разных температурах. Угол поворота наковальни варьировали от 0 до 5 оборотов.

Структура исследуемых сплавов после отжига поликристаллическая крупнозернистая. Размер зерна в $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ 200-500 мкм, в сплавах $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ и $\text{Ni}_{45}\text{Mn}_{44}\text{In}_{11} \approx 100$ мкм. Показано, что в высокотемпературном состоянии исследованные сплавы имеют упорядоченную кубическую кристаллическую структуру типа $L2_1$. При охлаждении во всех сплавах наблюдается мартенситное превращение, температура мартенситного перехода зависит от состава сплава и понижается при уменьшении соотношения Ni/Mn.

Установлено, что при изменении соотношения Ni/Mn от 1.12 до 1.02 при комнатной температуре наблюдали переход от смешанной структуры, представляющей упорядоченную $L2_1$ фазу и мартенситные кристаллы к однофазной атомноупорядоченной структуре $L2_1$. Мартенситное превращение в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ идет с образованием модулированного мартенсита типа $14M$.

Показано, что пластическая деформация кручением под давлением 8 ГПа при комнатной и криогенной температурах приводит к существенным изменениям микроструктуры и свойств сплавов Гейслера $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$).

Установлено, что увеличение степени деформации с ростом числа оборотов наковальни до 5 позволяет измельчить структуру сплавов до субмикроструктурного и нанокристаллического состояний, что улучшает пластические свойства. Показано, что при увеличении степени деформации происходит деформационное упрочнение, микротвердость во всех сплавах возрастает практически в два раза по сравнению с отожженным состоянием.

Полученные результаты по влиянию пластической деформации кручением под давлением на физико-механические свойства могут быть полезны при разработке методов деформационно-термических воздействий для функциональных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы «Структура» г.р. № 122021000033-2, «Давление» г.р. № 122021000032-5) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

Литература

1. V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy // Physics of Metals and Metallography. 2011. V. 112. No. 7. P. 633–665.
2. Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, В.М. Счастливцев, Е.А. Фокина, П.Б. Терентьев // ФММ. 2013. Т. 114. № 10. С. 911-918.
3. Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов // ФТТ. 2014. № 8. С. 1583-1588.

МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КОМПОЗИТА Cu-Al, ПОЛУЧЕННОГО ТРАДИЦИОННЫМ И НАКОПИТЕЛЬНЫМ КВД ПОСЛЕ ОТЖИГА

Л.У. Киеккужина¹, В.Н. Даниленко¹, Н.Ю. Пархимович¹, Д.В. Гундеров²

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

² *Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*

leilamtm@mail.ru

Деформация кручением под высоким давлением (КВД) и последующий отжиг позволяет получать монолитные металломатричные композиты из исходных слоистых компонентов алюминия и меди [1]. Авторы работы [2] предложили метод накопительного КВД, который увеличивает степень деформации при кручении под давлением и позволяет получать более однородную структуру при деформации разнородных материалов [3].

Целью данной работы является исследование микроструктуры и фазового состава отожжённых композитов Cu-Al полученного традиционным и накопительным КВД.

Стопку дисков Cu-Al-Cu деформировали традиционным и накопительным кручением под давлением (КГД) 6 Гпа на 10 оборот со скоростью 1 об/мин. подробнее схема деформации приведен в работе [3] Деформированные образцы отжигались при температуре 450 15 минут в печи Nabertherm HT04/17 и охлаждали на воздухе. Полученные образцы исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Bruker D8 Advance. Анализ микроструктуры проводился с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3LMN с детектором обратно рассеянных электронов. Химический состав образцов исследовали сканирующим электронным микроскопом Tescan VEGA 3 SBH с использованием датчика для энергодисперсионного анализа (ЭДА).

Микроструктура поперечного сечения образца, полученного традиционным КВД, неоднородна по радиусу. После отжига наблюдается образование прослоек между алюминием и медью. ЭДА показал, что данные прослойки соответствуют следующим интерметаллидным соединениям (ИМС): CuAl, AlCu₃ и CuAl₂. Микроструктура поперечного сечения образца, полученного накопительным КВД, после деформации была более однородной [3]. После отжига наблюдается сильное уменьшение областей богатых алюминием и образование областей, соответствующих: твердому раствору алюминия в меди, CuAl, Al₄Cu₉, Al₉Cu₁₁, AlCu₃ и CuAl₂ во всем объеме образца.

РСА показал, что образование ИМС в образце, полученном традиционным КВД, происходит только после отжига. В то время как в образце, полученном накопительным КВД, образование Al₄Cu₉ и CuAl₂ наблюдается уже после деформации [3] и при дальнейшем отжиге доля ИМС увеличивается и наблюдается появление максимумов, соответствующих твердому раствору алюминия в меди.

Таким образом, отжиг образца, полученного накопительным КВД, приводит к более однородному распределению фаз по всему объему образца, чем отжиг образца, полученного традиционным КВД. Так же наблюдается образование большего количества ИМС после отжига в образце, полученном накопительным КВД чем традиционным.

Литература

1. V.N. Danilenko, G.F. Korznikova, A.P. Zhilyaev, et all. // IOP Conf. Ser. Mater.Sci. Eng. 2018. № 447. P. 012021.
2. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R. Z. Valiev // Mater. Lett. 2020. № 261. P. 127000.
3. V.N. Danilenko, L.U. Kiekkuzhina, N. Y. Parkhimovich, E.D. Khafisova, D.V. Gunderov. // Materials Letters. 2021. № 300. P. 130240.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22-19-00347.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti18Zr15Nb, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 500°С

К.А. Ким¹, Д.В. Гундеров²

¹*Уфимский государственный авиационный технический университет, УГАТУ, Уфа*

²*Институт физики и молекул кристаллов, ИФМК УФИЦ РАН, Уфа*

kari2001kim@gmail.com

Особую привлекательность, как материалов для имплантатов, имеют сплавы Ti18Zr15Nb, разработанные командой проф. Прокошкина С.Д., НИТУ МИСиС, Москва. Основной фазой данных сплавов является β - фаза с пониженным модулем упругости, а также сплавы имеют такое важное свойство как эффект памяти формы. [1] Возможным способом улучшением свойств металлов и сплавов, включая данный сплав – является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методом равноканального углового прессования (РКУП). Исходные образцы - прутки сплава Ti-18Zr-15Nb были получены от команды проф. Прокошкина С.Д., НИТУ МИСиС, Москва, обработанные методом радиально - сдвиговой прокатки (РСП) при температурах до 800 С. Ранее приведенные исследования показали, что при РКУП сплава Ti18Zr15Nb 200°С (что ниже температуры активного выделения вторичных фаз альфа и омега), невозможно с количеством циклом (n) более 3, поскольку образцы разрушаются. В данной работе было использовано РКУП при 500°С, что выше температуры активного выделения паразитных альфа и омега фаз. РКУП было проведено на оснатки с диаметром 20, угол оснатки 120° при температуре 500°С, (образцы предварительно разогревались при 550°С). Количество проходов $n=4$ и $n=8$.

Результаты РСА показывают, что ОЦК β является основной фазой в сплаве Ti18Zr15Nb и до и после РКУП. Повышение температуры РКУП до 500 С подавляет формирование магистральных макрополос деформации (которые наблюдалось при РКУП 200°С). Согласно ОМ после РКУП $n=4$ и $n=8$ при 500°С внутри исходных зерен наблюдаются микрополосы и пакеты микрополос. После РКУП $n=8$ 500°С согласно ПЭМ в сплаве формируется деформированная субструктура бета-фазы с размерами фрагментов около 500 нм.

Анализ механических свойств показал, что после РКУП 500° $n=4$ значения прочности, предела текучести повысились (до 825 МПа, 663 МПа) при пластичности 16 %. После РКУП 500° $n=8$ $\sigma_{\text{в}} = 910$ МПа, $\sigma_{0,2} = 880$ МПа и $\delta = 6\%$. Повышение прочности и предела текучести при сохранении состояния с основной ОЦК β фазы позволяет ожидать реализации в РКУП сплаве Ti18Zr15Nb повышенных эффектов сверхупругости.

Литература

1. Sheremet'ev V.A., Akhmadkulov O.B., Komarov V.S., Korotitskii A.V., Lukashevich K.E., Galkin S.P., Andreev V.A., Prokoshkin S.D. 2021. Thermomechanical Behavior and Structure Formation of Shape Memory Ti – Zr – Nb Alloy for Medical Applications. Metal Science and Heat Treatment. Vol. 63, pp. 3 – 12

МИКРОСТРУКТУРА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{43.8}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{10}\text{Co}_5\text{Cr}_{1.2}$ В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ

К.К. Кирилюк¹, Р.Ю. Гайфуллин², И.М. Сафаров², И.И. Мусабилов²

¹ *Бакирский государственный университет, Уфа*

² *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
kirkonst2002@mail.ru

В области мартенситного превращения сплавы Гейслера имеют множество уникальных функциональных эффектов, таких как ферромагнитный эффект памяти формы, магнитокалорический эффект и др. Известно, что в исходных состояниях сплавы при циклических мартенситных превращениях подвергаются разрушению. Повышение механических свойств возможно с помощью деформационно-термической обработки. Однако с целью получения микроструктуры пригодной для обработки необходимо ее исследование в исходном состоянии.

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры сплава Гейслера состава $\text{Ni}_{43.8}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{10}\text{Co}_5\text{Cr}_{1.2}$ в различном структурном состоянии. Методом растровой электронной микроскопии проведен анализ микроструктуры сплава в исходном состоянии после аргонно-дуговой выплавки. В слитке сплава наблюдаются вытянутые кристаллы, сформированные при интенсивной кристаллизации расплава при выплавке данным методом. Кроме того, наблюдаются фазы, обогащенные кобальтом. Для формирования однофазного состояния сплав был подвергнут гомогенизационному отжигу при 900°C в течение 24 часов и последующей закалке. В итоге было получено однофазное состояние. Для сравнения один образец был не закален, а остывал с печью с температуры гомогенизационного отжига. В таком образце наблюдается фаза, обогащенная хромом.

С целью повышения механических свойств сплава планируется его деформационно-термическая обработка, с целью имитации температурного режима обработки, сплав после закалки нагрет до температуры 700°C в течение 1 часов с последующим медленным охлаждением. В результате такой термической обработки в структуре сохранилось однофазное состояние, пригодное для дальнейшей обработки. В структуре при комнатной температуре наблюдается полосчатая структура, соответствующая мартенситным пластинам. Это говорит о том, что мартенситное превращение в сплаве протекает выше комнатной температуры.

Таким образом, для получения однофазной микроструктуры в высокоэнтропийном сплаве $\text{Ni}_{43.8}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{10}\text{Co}_5\text{Cr}_{1.2}$ необходимо выполнить гомогенизационный отжиг при 900°C в течение 24 часов. Возможно проведение дальнейшей обработки при температуре 700°C без разрушения однофазного состояния.

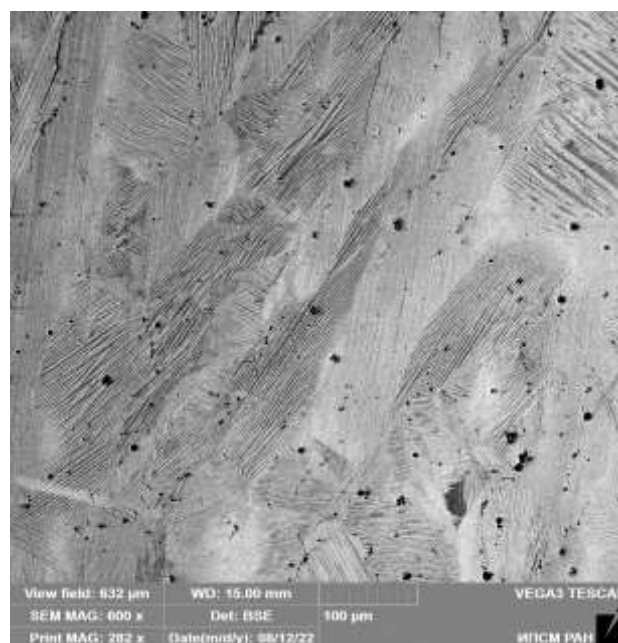


Рис. 1. Микроструктура сплава $\text{Ni}_{43.8}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{10}\text{Co}_5\text{Cr}_{1.2}$ после гомогенизационного отжига при 900°C в течение 24 часов, последующей закалки, дополнительного отжига при 700°C в течение 1 часов и последующего медленного охлаждения

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН

Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я.

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

В настоящее время в области материаловедения активно ведутся разработки по развитию и более широкому применению методов интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют получать объемные наноструктурированные заготовки различной геометрии с нано- и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1].

Для титановых сплавов формирование УМЗ структуры также является необходимым условием для реализации эффекта структурной сверхпластичности в технологических процессах изготовления деталей сложной формы, например, методом сверхпластической формовки [1]. Формирование УМЗ структуры в титановых сплавах методами ИПД возможно только при повышенных температурах из-за низкой деформационной способности этих материалов. В частности, как показали авторы работ [2], всестороннее прессование со ступенчатым понижением температуры для сплавов BT35 и BT22 позволяет сформировать достаточно однородную зеренно-субзеренную структуру со средним размером элементов менее 0,2 мкм. При этом значения механических свойств УМЗ сплавов BT22 и BT35 превышают аналогичные свойства рассматриваемых сплавов в крупнозернистом состоянии на 25-50 % [2, 3]. В настоящее время, в том числе за рубежом, наблюдается повышенный интерес к получению УМЗ и нанокристаллических структур методами ИПД в материалах, ранее упрочняемых посредством термической обработки [4]. К наиболее популярным методам, реализующим ИПД, относятся такие схемы обработки, как кручение под высоким давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка и др. Все вышеперечисленные методы весьма трудоемки и энергозатратны.

В настоящей работе применили прокатку в изотермических условиях при температурах ниже 600°C, со скоростью, близкой к режиму низкотемпературной сверхпластичности. Выбранная температура соответствует интервалу температур старения сплава после предварительной закалки. Таким образом, изотермической прокаткой были получены листы сплава BT22 толщиной от 2,8 до 0,2 мм, с размером зерен до ~300 нм, обладающие пределом прочности ~ 1470 МПа, относительным удлинением до разрушения ~7% при относительном сужении ~ 20...25 %, KCU ~ 0,55 МДж/м². Полученный листовой прокат успешно применен для получения деталей глубокой вытяжкой.

Полученные результаты, в совокупности, могут быть полезными и вызвать заинтересованность у конструкторов и технологов для использования УМЗ листовых заготовок из титанового сплава BT22 при изготовлении деталей ответственного назначения в авиакосмическом машиностроении.

Литература

1. Р.Р. Мулюков и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 284 с.
2. I.V. Ratochka, E.V. Naydenkin, I.P. Mishin, O.N. Lykova, O.V. Zabudchenko. Low-temperature superplasticity of ultrafine-grained near β titanium alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2022. V. 891.
3. Е.Ю. Классман, В.В. Астанин. Низкотемпературная сверхпластичность титанового сплава BT22 // Письма о материалах. 2020. 10(1). С. 10-15.
4. B.Z. Jiang, S. Emura and K. Tsuchiya. Microstructures and mechanical properties of Ti5553 alloy processed by high-pressure torsion // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 63 012069. 2014.

ВСЕСТОРОННЯЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КОВКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ТИТАНА

Е. Ю. Классман, Э. В. Галиева, В. А. Валитов, Р. Я. Лутфуллин

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

В настоящее время в области материаловедения активно ведутся разработки по развитию и более широкому применению методов интенсивной пластической деформации (ИПД), которые позволяют получать объемные нано-структурированные заготовки различной геометрии с нано- и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1-5]. Реализация эффективной технологии изготовления деталей сложной геометрии возможна при создании в исходной заготовке УМЗ состояния, которое обеспечивает высокую пластичность и низкие напряжения течения при деформационной обработке.

Применительно к титановым сплавам, в настоящее время, в том числе за рубежом, наблюдается повышенный интерес к получению УМЗ и нанокристаллических структур методами ИПД в материалах, ранее упрочняемых посредством термической обработки [1,2]. Расширение технологических возможностей эффекта сверхпластичности (СП) при обработке труднодеформируемых ЖНС возможно за счет увеличения скорости деформации и снижения температуры ее проявления, что может быть достигнуто в результате формирования в указанных материалах УМЗ или нанокристаллической структур [3-5]. Таким образом, разработка эффективных способов получения полуфабрикатов с УМЗ и НК структурой для титановых и никелевых сплавов является актуальной научной и материаловедческой задачей.

В работе проанализировано влияние всесторонней изотермическойковки (ВИК) на формирование УМЗ структуры применительно к титановым и жаропрочным никелевым сплавам. По результатам исследования показано, что в процессе ВИК исходная крупнозернистая структура в титановом сплаве ВТ22 трансформируется в УМЗ с размером зерна до ~0,38 мкм, а в никелевых сплавах ЭП741НП и ЭК61 с различным типом упрочняющей фазы $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ и Ni_3Nb соответственно трансформируется в УМЗ структуру дуплексного типа с размером зерен матрицы (γ -фазы) для ЭП741НП ~0,6 мкм, для ЭК61 ~0,3 мкм. Значения микротвердости при этом увеличились на ~5 % для сплава ВТ22, на ~10 % для сплава ЭП741НП и на ~34 % для сплава ЭК61. Такие данные позволят создать научно-технический задел для оптимизации технологических режимов получения в массивных объемных заготовках ультрамелкозернистой структуры, а также последующей их обработки в режиме сверхпластичности.

Литература

1. B. Z. Jiang, S. Emura and K. Tsuchiya. Microstructures and mechanical properties of Ti5553 alloy processed by high-pressure torsion. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 63 012069. 2014. DOI:10.1088/1757-899X/63/1/012069.
2. Zafari, X. S. Wei, W. Xu and K. Xia. Effects of severe plastic deformation on grain refinement and martensitic transformation in a metastable β - Ti alloy. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 89 012055. 2015. DOI:10.1088/1757-899X/89/1/012055.
3. A.A. Ganeev, V.A. Valitov, M.I. Nagimov, V.M. Imayev. Effect of hot forging on the microstructure and superplastic proper-ties of the powder nickel base superalloy EP741NP. Lett. Mater., 2020, 10(1), p. 100-105. DOI: 10.22226/2410-3535-2020-1-100-105.
4. V.A. Valitov, R.R. Mulyukov, M.F.X. Gigliotti, P. R. Subramanian. Superalloys 2008. TMS. (325) 2008. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_325_331.
5. V. Valitov, Sh. Mukhtarov, R. Lutfullin, R. Safiullin, M. Mukhametrakhimov. Advanced Materials Research. 278, 283 (2011). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.278.283.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОПЫТНЫХ ЛИСТОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)

Е.Ю. Классман, Р.Я. Лутфуллин

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

Термическая обработка метастабильных β -титановых сплавов включает, по существу, две стадии: обработку на твердый раствор в β - или $\alpha+\beta$ -области и старение при более низких температурах [1].

Комплексно-легированный титановый сплав VT22 отличается максимальным эффектом упрочняющей термообработки (ТО), относится к классу наиболее высокопрочных титановых сплавов, применяется, главным образом, в виде крупногабаритных прутков и поковок с крупнозернистой структурой [2]. Данные о режимах упрочняющей ТО применительно к листовым полуфабрикатам из данного сплава в научно-технической литературе представлены весьма скудно. Например, по мнению исследователей сплава Ti55531 (разработанного на основе Российского титанового сплава VT22) режим термической обработки заключается в следующем: растворение при 880°C в течение 1,5 ч. плюс обработка старением при 620°C в течение 10 ч., в этом состоянии прочность составляет 1178 МПа [3]. В то же время, для широкого внедрения металлических материалов в промышленности, есть необходимость в проведении дополнительной обработки, например, методом плоской прокатки, придавая заготовкам форму листа. В связи с вышеперечисленным актуальным является вопрос рассмотрения с последующей разработкой менее затратных и трудоемких режимов упрочняющей термической обработки для листовых заготовок из титанового сплава VT22.

В результате экспериментов мы достигли в листовых заготовках сплава VT22 высокий комплекс механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1360$ МПа, $\sigma_B = 1400$ МПа, $\delta = 7,4$ %, $\psi = 14$ % после закалки с температуры 780°C и последующего старения при температуре 540°C в течение 4 часов.

Выявлено, что морфология структуры не претерпевает существенных изменений в зависимости от различных температурно-временных режимов старения. Отмечена некоторая нестабильность механических свойств, связанная неравномерным распределением деформации при горячей прокатке.

Литература

1. Sudhagara Rajan Soundararajan, Jithin Vishnu, Geetha Manivasagam and Nageswara Rao Muktinutalapati. IntechOpen. Metal Heat Treatments, IntechOpen, 2020. DOI: 10.5772/intechopen.92301.
2. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИС-МАТИ, 2009. 520 с.
3. Chuan Wu, Mei Zhan. Microstructural evolution, mechanical properties and fracture toughness of near β titanium alloy during different solution plus aging heat treatments // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Volume 805. P. 1144-1160. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.07.134>.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Г.В. Клевцов¹, Р.З. Валиев², М.В. Фесенюк³, Н.А. Клевцова¹, М.Н. Тюрьков¹,
А.А. Матчин⁴, Е.В. Носов⁴**

¹ Тольяттинский государственный университет, Тольятти

² Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

³ АО «ПО «Стрела», Оренбург

⁴ Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург

Klevtsov11948@mail.ru

Актуальная задача миниатюризации медицинских изделий (имплантатов) в челюстно-лицевой хирургии, стоматологии, травматологии и других областях медицины не может быть решена без использования материалов, обладающих, помимо хорошей биосовместимости, высоким комплексом механических свойств, т.к. в процессе эксплуатации имплантаты могут испытывать разнообразные нагрузки как по величине, так и по виду нагружения: статические, ударные, циклические. Этим требованиям в полной мере соответствует новый класс конструкционных и функциональных материалов – класс наноструктурированных металлических материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученный методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности, методом равноканального углового прессования (РКУП) [1, 2].

Целью настоящей работы является повышение прочности путем РКУП и изучение механизмов разрушения медицинских материалов при различных видах нагружения.

В качестве исследуемых материалов выбраны широко применяемые в медицине титан Grade4, аустенитная сталь 08X18H9 (0,023 % C, 17,95 % Cr, 7,95 % Ni, 1,85 % Mn, 0,6 % Cu, 0,35 % Mo, 0,38 % Si, 0,15 % Co) и магниевый сплав Mg-Zn-Ca (1,0 % Zn, 0,2 % Ca). Тонкую структуру УМЗ материалов исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEM-6390 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100. Механические испытания материалов включали в себя: испытание образцов на твердость (твердомер ТН 300), на растяжение (машина H50КТ), на кручение (установки КТС 403-20-0,5), на усталость (машина Instron 8802). Микрорельеф изломов образцов исследовали в РЭМ Phenom ProX G6.

Проведенные исследования показали, что прочностные свойства титана Grade4, аустенитной стали 08X18H9 и магниевых сплавов Mg-Zn-Ca после РКУП при статических (растяжение, кручение) и усталостном видах испытаний выше по сравнению с материалами в исходном состоянии. Поэтому данные материалы после РКУП являются перспективными для изготовления медицинских изделий различного назначения, испытывающих в процессе эксплуатации разнообразные статические и циклические нагрузки.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (междисциплинарные проекты № 20-69-47059 и частично № 20-63-47027).

Авторы благодарят сотрудников ТГУ М.Л. Линдерова, И.Н. Пигалеву и сотрудников УГАТУ Г.И. Рааба, А.В. Полякова, М.М. Абрамову, О.Б. Кулясову за помощь в проведении экспериментальных исследований.

Литература

1. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons. 2014. 440 p.
2. Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов. Уфа: РИК УГАТУ. 2016. 240 с.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИНАМИКИ УГЛЕРОДНЫХ НАНОЛЕНТ НА ГРАФЕНОВОЙ ПОДЛОЖКЕ

А.В. Савин¹, Е.А. Корзникова^{2,3}, С.В. Дмитриев^{2,3}

¹Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова, Москва

²Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
elena.a.korznikova@gmail.com

Стремительное развитие науки о двумерных материалах обусловлено открытием в 2004 году графена и обнаружением у него ряда уникальных свойств. Несмотря на тот факт, что позднее было предсказано много сотен новых двумерных материалов в составе которых присутствует практически вся таблица Менделеева, графен остается наиболее востребованным, изучаемым и перспективным материалом в силу своей стабильности и относительно низкой цене. В последние два десятилетия графен вызывает значительный интерес благодаря своей исключительной проводимости, механической прочности, термостойкости и т. д. Крупномасштабное производство графена обычно связано с выращиванием его слоев на подложках, и эффекты взаимодействия графена с поверхностью различных материалов являются актуальным предметом для исследования. Одной из ключевых особенностей графена, как впрочем и всех двумерных материалов, является его низкая изгибная жесткость, которая приводит к потере плоской формы материала. В некоторых случаях устойчивая связь двух поверхностей может быть потеряна, что приводит к непредсказуемому изменению свойств материала и его механического поведения.

В данной работе мы рассматриваем несколько типов поверхностных неустойчивостей графеновых нанолент, их динамику и влияние на механические свойства. Одним из изучаемых объектов, о котором следует упомянуть, является рипплокация - дефект поверхности складчатого типа атомарного масштаба [1]. Поверхностные и объемные неустойчивости в слоистых наноматериалах недавно привлекли внимание исследователей, поскольку они обладают свойствами топологических солитонов, способных эффективно передавать массу и энергию и опосредовать пластическую деформацию. В этом исследовании динамика графеновых рулонов, рипплокаций и некоторых других топологических возмущений на графитовой подложке анализируется с использованием полноатомной молекулярной динамики и двумерной цепной модели. Показано, что такие объекты представляют собой устойчивые солитоноподобные уединенные волны, распространяющиеся практически без излучения энергии [2]. Наши результаты способствуют пониманию поведения двумерных материалов на подложке.

Работа Е.А. Корзниковой поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации, номер гранта НШ-4320.2022.1. Работа С.В. Дмитриева была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-19-00813.

Литература

1. Barsoum MW, Tucker GJ. 2017 Deformation of layered solids: Ripplations not basal dislocations. Scripta Materialia 139, 166–172. (doi:10.1016/j.scriptamat.2017.04.002)
2. Savin AV, Korznikova EA, Dmitriev SV. 2020 Twistons in graphene nanoribbons on a substrate. Physical Review B 102. (doi:10.1103/PhysRevB.102.245432)

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НАНОСТРУКТУРНОМ ТИТАНЕ

О.Е. Корольков, В.В. Столяров

Институт машиноведения РАН, Москва

korolkov_oleg@vk.com

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также улучшение его пластичности под влиянием электрического тока достаточно высокой плотности [1]. Особый интерес вызывает исследование ЭПЭ в наноструктурном (НС) титане. Данный материал за счет малого размера зерна (200 нм) обладает высокой прочностью, но низкой пластичностью, что затрудняет его формоизменение. Нагрев НС титана в процессе обработки давлением до высоких температур (>350 °С) сопровождается ростом зерна и снижением прочности. Использование электрического тока в процессе формоизменения может позволить деформировать УМЗ титан без существенного нагрева. Материалом исследования был выбран технически чистый титан Grade 4 в состояниях: поставки с крупнозернистой (КЗ) структурой и с наноструктурой (НС) после термомеханической обработки методом РКУП-КОНФОРМ. Растяжение выполняли на горизонтальной разрывной машине ИР - 5081/20. К изолированным зажимам разрывной машины от генератора подводился импульсный ток плотностью $j = 220$ и 860 А/мм², скважность которого составляла $q = 1/\nu\tau = T/\tau = 2000$ и 5000 , где ν , T и τ частота, период и длительность импульса, соответственно. Скважность варьировалась за счет изменения частоты тока при постоянной длительности импульса $\tau = 1000$ мкс.

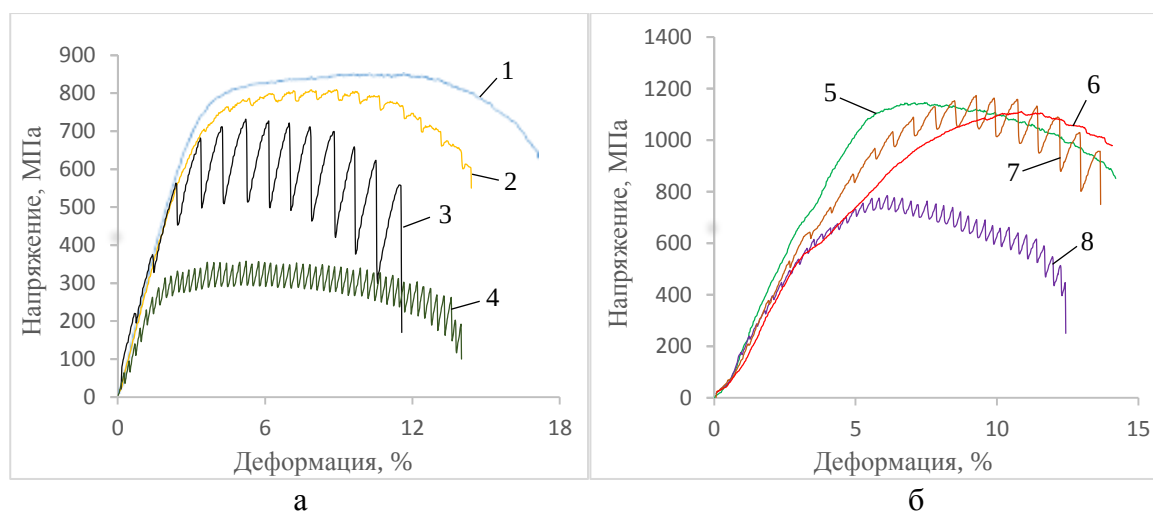


Рис. 1 Кривые напряжение-деформация КЗ (а) и НС (б) титана: 1 – без тока; 2 – $j=220$ А/мм², $q=5000$; 3 – $j = 860$ А/мм², $q=5000$; 4 – $j=860$ А/мм², $q=2000$; 5 – без тока; 6 – 220 А/мм², $q=5000$; 7 – $j=860$ А/мм², $q=5000$; 8 – $j=860$ А/мм², $q=2000$

Сравнение деформационных кривых (Рис.1) показало, что при одинаковых режимах тока скачки напряжения вниз в КЗ титане имеют большую амплитуду и большее относительное снижение напряжений течения, чем в НС титане, особенно при снижении скважности. Причины различного отклика на введение импульсного тока в титане разной дисперсности обсуждаются.

Литература

1. О. А. Троицкий, Электропластический эффект в металлах: монография — Москва: Ким Л. А. 2021.468 с.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СТАНЕНА

И.В. Косарев^{1,2}, Е.А. Корзникова^{3,4}, С.В. Дмитриев^{3,4}

¹Научно-исследовательская лаборатория «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфа

²Башкирский Государственный Университет, Уфа

³Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
igork23v@mail.ru

Открытие графена в 2004 году положило начало исследованию огромному числу двумерных структур. В их число входит и группа двумерных материалов типа IV, к ней относятся двумерные структуры на основе углерода, кремния, германия и олова, которые получили названия графен, силицен, германен и станен соответственно. Графен имеет гексагональную структуру толщиной в один атом, тогда как силицен, германен и станен имеют структуру выдвинутых сот, иначе говоря гексагональная структура, имеющая некоторую высоту превышающую диаметр атома.

Область устойчивости материала представляет собой комбинацию максимальных возможных допустимых деформаций, для двумерных структур это пространство компонент тензора деформации ϵ_{xx} , ϵ_{yy} , ϵ_{xy} . Изучение критических пределов области устойчивости и теоретического предела прочности двумерных материалов представляет большой интерес с точки зрения фундаментального понимания их механических свойств.

На основании методики предложенной в работе [1], заключающейся в расчёте собственных фоновых частот при различных деформациях ϵ_{xx} , ϵ_{yy} , ϵ_{xy} . Обращение частоты в отрицательную свидетельствует о нарушении устойчивости структуры. На основании данной работы с использованием многочастичного межатомного потенциала Терсоффа была проведена работа по нахождению области устойчивости станена [2], так, например, данная работа подтвердила низкую изгибную прочность станена и высокую величину возможных деформаций. Однако немало важным результатом, который невозможен в графене, представляется продемонстрированная в нашей работе возможность наличия двух различных состояний. В ходе деформации показано, что станен может полностью утратить высоту структуры, приобретая при этом структуру аналогичную таковой у графена, притом различие в свойствах состояний, соответствующих плоской гексагональной структуре и структуре выдвинутых сот, проявляется в том числе и на области устойчивости. Наши результаты показывают возможность фазового перехода в двумерной структуре, чего не наблюдалось у графена.

Работа И.В. Косарева и Е.А. Корзниковой поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации, номер гранта НШ-4320.2022.1.2. Работа С.В. Дмитриева была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-19-00813.

Литература

1. С.В. Дмитриев, Ю.А. Баимова, А.В. Савин, Ю.С. Кившарь. Границы устойчивости плоского листа графена при деформации в плоскости. // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2011. Т. 93. № 10. С. 632-637.

2. I.V. Kosarev, S.V. Dmitriev, A.S. Semenov, E.A. Korznikova. Stability of Strained Stanene Compared to That of Graphene. Materials 2022, 15, 5900.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК, ИМЕЮЩИХ РАЗЛИЧНЫЕ ТИПЫ ПРОВОДИМОСТИ

Красулина А.Н.¹, Сайк В.О.²

¹*OCSiAl, Новосибирск*

²*Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,
Новосибирск
a.krasulina@g.nsu.ru*

Являясь объектом многих исследований, одностенные углеродные нанотрубки (ОУНТ) обладают уникальными свойствами. Они имеют высокий предел прочности при растяжении, высокие тепло- и электропроводность, необычные оптические характеристики и применяются во многих областях.

Спектроскопия оптического поглощения света является удобным методом определения таких параметров самих ОУНТ, как их концентрация в дисперсиях, коэффициент оптического пропускания образцов, основной диапазон поглощения, а также распределение по диаметрам ОУНТ и содержание металлических и полупроводниковых частиц. Эти характеристики влияют на области применения композитных материалов с ОУНТ. Спектр оптического поглощения отдельно взятой одностенной углеродной нанотрубки представляет собой набор узких максимумов, которые соответствуют переходам между лежащими по разные стороны от уровня Ферми первыми, вторыми и т.д. сингулярностями Ван Хофа в плотности одноэлектронных состояний в ОУНТ.

Целью исследования является анализ характеристик и оценка содержания одно- и двухстенных углеродных нанотрубок, имеющих разные типы проводимости (металлические и полупроводниковые), и их влияние на различные свойства материалов, в частности на проводимость и ее температурную зависимость.

В данной работе была разработана методика, позволяющая анализировать оптические спектры ОУНТ, имеющих разное соотношение металлических и полупроводниковых нанотрубок и содержащих долю двустенных УНТ. Из спектров были найдены характеристики дисперсий и пленок ОУНТ. Также было проведено разделение водных дисперсий нанотрубок по типу проводимости методом полимерно-водных фаз и селективное окисление методом лазерного резонанса. Результаты анализировались по оптическим спектрам поглощения и спектрам комбинационного рассеяния света.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ПОЛЫХ ТИТАНОВЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СВАРНЫХ ЗАГОТОВОК

А.А. Круглов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alexform1960@mail.ru

Среди технологий изготовления полых конструкций из титановых сплавов особое место занимает сверхпластическая формовка (СПФ). Это связано с тем, что в процессах СПФ наиболее полно реализуются преимущества эффекта сверхпластичности. Перспективным технологическим направлением в процессах СПФ полых конструкций из титановых сплавов является использование сварных заготовок. Но не любых сварных заготовок, а полученных диффузионной сваркой (ДС). Это объясняется тем, что только титан, в отличие от других металлов, дает возможность получать качественные сварные соединения указанным способом.

Известно, что при ДС не нарушается структура материала. Поэтому соединение имеет равную прочность с основным материалом, следовательно, не возникают проблемы в процессе формообразования полых конструкций. Такие как, локализация деформации, разрывы, искажение формы и даже невозможность ее получить.

Предвидя перспективы использования сварных заготовок в технологии СПФ фирма «BRITISH AIRCRAFT» уже в 1972 запатентовала способ изготовления сферической оболочки сверхпластической формовкой круглого пакета из двух листов сваренных по контуру (Pat.UK 1378427). Однако получить сферическую оболочку требуемых размеров и требуемого качества по указанному способу не представляется возможным. Во-первых, не учитывается, что при формообразовании оболочки происходит существенное изменение диаметра круглого пакета (до 25%) [1]. Во-вторых, при формообразовании по экватору оболочки будет образовываться фланец, что снизит ее конструкционную прочность [2].

Следует отметить, что еще одним преимуществом использования сварных заготовок в виде пакета является возможность осуществлять их свободное формообразование без использования прессового оборудования и даже в ряде случаев без штамповой оснастки.

В работе [3] рассмотрены особенности СПФ сварной заготовки в виде прямоугольного пакета. Главная из них, возможность изготавливать цилиндрические оболочки с минимальной разнотолщинностью, практически без утонения стенки.

Еще одним типом сварных заготовок, используемых в технологии СПФ, являются трехслойные пакеты, которые позволяют получать полые гофрированные конструкции. Способ их изготовления запатентован в США в 1975 году (Pat.US 3927817). Тем не менее, до сих пор ведутся исследования данного процесса, направленные на повышение качества конструкций [4, 5].

Таким образом, перспективы, а также эффективность изготовления полых конструкций из титановых сплавов сверхпластической формовкой из сварных заготовок во многом зависят от знания особенностей их формообразования.

Литература

1. А.А. Kruglov, F.U. Enikeev, R.Ya. Lutfullin // Materials Science and Engineering: A 323 (1-2) (2002) P. 416-426.
2. А.А. Круглов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 4. С. 32-36.
3. А.А. Круглов // КИП. ОМД. 2008. № 4. С. 32-37.
4. А.А. Kruglov, A.F. Karimova, F.U. Enikeev // Letters on Materials. 2018. 8(2) P. 174-177.
5. А.А. Kruglov, O.A. Rudenko, R.R. Mulyukov et al. // Letters on Materials. 2019. 9(4). P. 433-435.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССАХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alexform1960@mail.ru*

Технологические процессы сверхпластической формовки (СПФ) изделий и конструкций из титановых сплавов уже более трех десятилетий от опытных перешли в разряд промышленных. При этом их применение с каждым годом только возрастает. Однако сдерживающим фактором более широкого применения СПФ остается проблема высоких температур обработки ($\sim 900^\circ\text{C}$). В работе [1] установлено, что процесс СПФ будет рентабельным, если температура обработки не будет превышать 760°C . Эту проблему можно решить за счет эффекта низкотемпературной СП, но для этого нужен материал с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. В настоящее время Корпорация ВСППО-АВИСМА производит промышленный прокат с размером зерен ~ 1 мкм.

Цель настоящей работы – показать, что промышленный прокат достаточен, чтобы осуществлять СПФ, а также и диффузионную сварку (ДС) при температуре не выше 760°C .

Для исследований использовали лист титанового сплава Ti-6Al-4V толщиной 1 мм с размером зерен ~ 1 мкм. СПФ выполняли в вакуумной печи ОКБ-86. Были получены полусферические оболочки радиусом 35 мм. Полусферы были получены при температуре 750°C и даже при 700°C .

Диффузионную сварку листовых образцов выполняли при температуре 750°C .

Проведенные эксперименты стали основой процесса изготовления полый гофрированной конструкции. Подобные конструкции получают в процессе СПФ пакета, состоящего из трех листов. При этом наружные листы пакета образуют обшивки, внутренний лист – ребра жесткости. Обшивки выполняли из листов с микрокристаллической (МК) структурой (~ 3 мкм) и только лист наполнителя имел УМЗ структуру (~ 1 мкм). Такой прием продиктован двумя причинами. Первая экономическая: относительно высокая стоимость УМЗ проката. Вторая металловедческая: твердофазное соединение типа МК+УМЗ+МК обладает повышенной прочностью [2]. В итоге была изготовлена гофрированная конструкция в виде модели полый лопатки при 750°C (рис. 1).

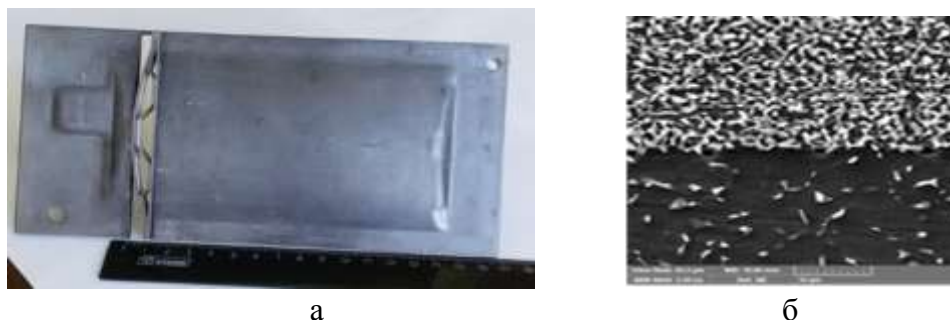


Рис. 1. Гофрированная конструкция (а), микроструктура соединения (б).

Таким образом, показано, что из промышленного титанового сплава Ti-6Al-4V с УМЗ структурой могут быть изготовлены методами СПФ и ДС/СПФ полые конструкции при температуре 750°C .

Литература

1. P.N. Comley // Materials Science Forum. 447–448, 233 (2004).
2. М.Х. Мухаметрахимов // Letters on Materials. 2017. 7(2). Р. 193-197.

АНАЛИЗ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ РЬ-СОДЕРЖАЩИХ РЕЛАКСОРОВ СО СТРУКТУРОЙ ПЕРОВСКИТА

Лебединская А.Р., Рудская А.Г.

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону
lebed1989@rambler.ru

Изучение взаимосвязи и взаимовлияния наблюдаемых экспериментально структурных особенностей и функциональных свойств материалов в наноразмерном состоянии является очень важной задачей, решение которой имеет большое научное и прикладное значение [1-3].

Сложные оксиды со структурой перовскита ABO_3 с неизовалентным замещением атомов в А- и В- подрешетках характеризуются уникальным набором физических и химических свойств, что делает их очень привлекательными объектами для использования во многих сферах, связанных с современным приборостроением. На сегодняшний день собран значительный экспериментальный материал по их структуре и свойствам, позволяющий во многих случаях успешно проектировать структуру материала с заранее требуемыми свойствами [2, 4]. Однако полной ясности в решении этой задачи не достигнуто, что связано в первую очередь наличием наблюдаемого беспорядка в распределении атомов в А-и В- подрешетках на макроуровне и локального порядка на микроуровне.

В данной работе рассмотрены структурные особенности соединений нестехиометрических твердых растворов, полученных на основе магнониобата свинца: $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3$, $Pb(Mg_{1/2}Nb_{1/2})O_{2.75}$, $Pb(Mg_{3/4}Nb_{1/4})O_3$ $Pb(Mg_{1/4}Nb_{3/4})O_3$, описываемых общей формулой $Pb(Mg_{1-y}Nb_y)O_{3-z}$. Экспериментально показано, что все исследуемые образцы являются сегнетоэлектриками-релаксорами. Ранее было высказано предположение о том, что релаксорные свойства наблюдаются только в частично упорядоченных соединениях и отсутствуют в соединениях как полностью упорядоченных, так и полностью разупорядоченных [4, 5]. Все образцы в отсутствие электрического поля имели кубическую ячейку и отсутствие химического упорядочения в В-подрешетке, не смотря на изначально заданное соотношение атомов Mg/Nb и дефицит атомов кислорода, приводящий к нарушению локальной электронейтральности. Определение особенностей атомной структуры по результатам рентген дифракционных исследований позволило нам выявить корреляции во взаимном расположении атомов свинца и в В-подрешетке.

В качестве вероятного источника релаксорных свойств в PMN и других родственных ему соединениях часто называется существование случайных электрических полей [5], которое возможно связано с понижением локальной симметрии позиций [6, 7]. В работе предпринята попытка определения возможных источников случайных электрических полей в исследуемых образцах с нестехиометрическими составами на основе молекулярного моделирования и обусловленного ими распределения атомов Mg/Nb в В-подрешетке.

Литература

1. Г.А. Смоленский, В.А. Боков, В.А. Исупов, Н.Н. Крайник, Н.Е. Пасынков, М.С. Шур Сегнетоэлектрики и антисегнетоэлектрики. Л.: Наука, 1971. 476 с.
2. A R. Lebedinskaya, N G. Kasparova // Advanced Materials, 2019. 224, P.267.
3. S.B. Vakhrushev, B.E. Kvjatkovskiy , A.A. Naberezhnov , N.M. Okuneva , B.P. Tolerverg // Ferroelectrics. 1989. v.9. P. 173-176.
4. А.Ю. Гуфан // Физика твердого тела, 2005. 47(6). С.1097-1104.
5. C.A. Randall, A.S. Bhalla, T.R. Shrout, L.E. Cross // J.Mater.Res.,1990, v.5, № 4, P.829-834.
6. W. Kleeman // Int.J.Mod.Phys.B, 1993. v.7. P.2469-2507.
7. R.A. Cowley, S.N. Gvasaliya, S.G. Lushnikov, B. Roessli, G.M. Rotaru. // Advances in Physics. 2011. 60(2). P. 229–327.

О ВОЗМОЖНЫХ ПУТЯХ УЛУЧШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти
dartvi@gmail.com

Одним из новых перспективных направлений применения магниевых сплавов считается медицина, где данные материалы могут выступать в качестве временных имплантатов [1]. Подходящие системы легирования уже разработаны, но специфичность области применения ставит перед учеными нестандартную задачу: научиться регулировать скорость протекания коррозионных процессов, тогда как обычно их старались максимально замедлить. На сегодня есть общее понимание, что достижение подобных целей практически невозможно без использования защитных покрытий, более того, уже известны несколько кандидатов на эту роль, каждый из которых имеет свои достоинства и недостатки. Далее рассмотрены некоторые из них с акцентом на проблемы, требующие решения.

Металлические покрытия. Среди техник нанесения покрытий наиболее перспективными считаются те, в которых используется высокий вакуум или защитные инертные газы, как наиболее чистые среды. Во многом, методики напыления уже разработаны, а чистые металлы, которые перспективны в медицине, известны. Результаты, полученные при статических испытаниях [2], свидетельствуют об уменьшении скорости коррозии, которая хорошо согласуется с толщиной покрытия [3]. Однако результаты усталостных испытаний в коррозионной среде образцов с покрытиями [4] далеко не всегда коррелирует со статическими, так как при циклическом нагружении возрастает вероятность локального разрушения покрытия и образования гальванической пары, что может даже ускорить коррозию.

Керамические покрытия. Перспективными материалами для регулирования долговечности магниевых сплавов могут стать гидроксиапатитные покрытия на основе $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$. Технология их нанесения на магниевые сплавы еще требует значительной доработки, однако успешные результаты их применения для статических испытаний уже имеются в доступной литературе [5].

Полимерные покрытия. Использование высокомолекулярных соединений, также является одним из перспективных методов защиты магниевых сплавов медицинского назначения [6] и уже известно большое количество полимеров (полилактиды, поликапролактон и др.), которые потенциально успешно могут использоваться в медицине. Однако технология нанесения и подготовки образцов для получения хорошего сцепления с подложкой также требует доработки. Кроме того, применительно к полимерным материалам остро стоит проблема с выбором оптимального химического состава.

Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2021-0011

Литература

1. Raman R.K. Singh, et al. Corrosion fatigue fracture of magnesium alloys in bioimplant applications: A review // Engineering Fracture Mechanics. 2015. №137. P. 97-108.
2. Peron M., et al. Improving stress corrosion cracking behavior of AZ31 alloy with conformal thin titania and zirconia coatings for biomedical applications // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 2020. 111. 104005.
3. Линдеров М.Л. и др. Регулирование коррозионной повреждаемости магниевых сплавов за счет использования вакуумных циркониевых покрытий // Письма о материалах. 2021. Т.11. №3. С. 357-362.
4. Linderov M., et al. On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60 // Materials. 2022. 15. 567.
5. Dunne Conor F., et al. Corrosion behaviour of biodegradable magnesium alloys with hydroxyapatite coatings // Surface and Coatings Technology. 2016. №289. P. 37-44.
6. Li Ling-Yu, et al. Advances in functionalized polymer coatings on biodegradable magnesium alloys – A review // Acta Biomaterialia. 2018. №79. P. 23-36.

НОВЫЕ МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ АУСТЕНИТНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

**И.Ю. Литовченко^{1,2}, С.А. Аккузин¹, Н.А. Полехина¹, К.В. Алмаева¹, А.В. Ким^{1,2},
В.В. Линник^{1,2}, Е.Н. Москвичев^{1,2}, В.М. Чернов³**

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

litovchenko@ispms.ru

Хромоникелевые аустенитные стали в настоящее время используются в качестве конструкционных материалов ядерных реакторов во всем мире. Эти стали обладают достаточно высокими значениями жаропрочности, у них отсутствует склонность к низкотемпературному охрупчиванию (по сравнению с ферритно-мартенситными сталями), однако наличие в их составе Ni и других высокоактивируемых элементов (Co, Mo, Nb) определяет высокий остаточный уровень наведенной радиоактивности. Одним из требований для ядерных реакторов нового поколения является использование малоактивируемых конструкционных материалов, что определяет поиск новых составов сплавов.

Разработка хромомарганцевых малоактивируемых аустенитных сталей для ядерной энергетики была начата в работах [1, 2]. Однако, несмотря на показанные преимущества этих материалов по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями, более широкое развитие получило направление разработки и исследований малоактивируемых ферритно-мартенситных сталей как конструкционных материалов ядерной энергетики. При этом потенциальные возможности хромомарганцевых малоактивируемых аустенитных сталей остались не раскрытыми.

В настоящей работе в вакуумной индукционной печи выплавлена новая малоактивируемая аустенитная сталь Fe–29Mn–12Cr–1.4W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0.25C, вес. % с повышенным содержанием марганца и дополнительным легированием сильными карбидообразующими элементами (Ta, Ti, V, Zr, W), с минимально возможным содержанием высокоактивируемых элементов (Ni, Co, Mo, Al и др.) После гомогенизации слитка осуществлен высокотемпературный передел при 1100 °C.

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии изучены особенности микроструктуры, элементного и фазового состава новой аустенитной стали в закаленном состоянии (1100 °C, 1 ч.). Показано, что в этом состоянии сталь имеет аустенитную структуру с размером зерен десятки микрометров. Дислокационная субструктура стали характерна для материалов с низкой энергией дефекта упаковки. По границам и внутри зерен обнаружены грубодисперсные (субмикронные) частицы типа MC (M = Ti, Ta, Zr, W). Наноразмерные частицы типа MC закрепляют границы зерен и субзерен и дислокационную субструктуру стали.

Показано, что новая сталь в закаленном состоянии имеет более высокие значения пределов текучести и прочности, а также относительного удлинения при комнатной температуре по сравнению с используемыми в настоящее время в ядерной энергетике аустенитными сталями типа ЧС-68 и ЭК-164.

Литература

1. R.L. Klueh, P.J. Maziasz // Materials Science and Engineering A. 1990. Vol. 127. P. 17–31.
2. Е.В. Демина, М.Д. Прусакова, В.В. Рощин, Н.А. Виноградова, Г.Д. Орлова // Перспективные материалы. 2009. Вып. 4. С. 43–53.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНОГО ПЛАНАРНОГО ВОЛНОВОДА

А.В. Лопатюк

Бакирский госуларственный университет, Уфа
alyona-lopatyuk@yandex.ru

В настоящее время все больший интерес вызывает применение оптических интегральных схем, представляющих собой пленочные планарные структуры различной геометрии, что позволяет уменьшить габариты оборудования и расширить их функциональные возможности.

В работе выполнена модель планарной Х-образной многослойной структуры, которая является элементом электрооптического интегрально-оптического модулятора переключающего типа. Он представляет собой два скрещенных трехслойных наноразмерных диэлектрических одномодовых канальных волновода.

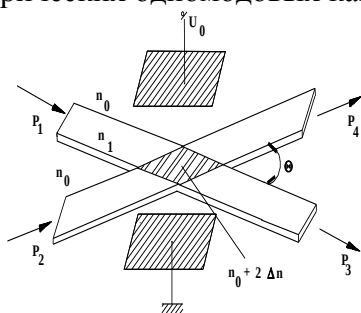


Рис.1. Оптический модулятор или переключатель с полным внутренним отражением.

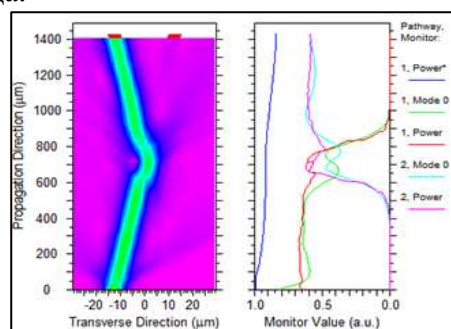


Рис.2. Распространение излучения в моделируемой структуре.

При приложении напряжения U к электродам (рис.1), за счет электрооптического эффекта можно управлять разностью постоянных распространения $\Delta\beta$ возбуждаемых мод, переключая мощность в выходных волноводах.

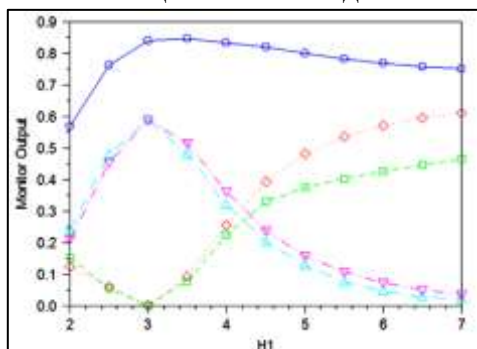


Рис. 3. Зависимость мощности в выходных каналах от высоты 1-го волновода ($H1$).

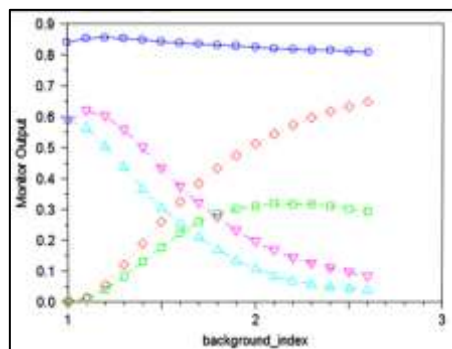


Рис. 4. Зависимость мощности в выходных каналах от показателя преломления подложки.

На рисунке 2 мы видим переключение оптического излучения, вводимого в первый волновод. На рисунках 3 и 4 получена точка переключения каналов структуры в зависимости от параметров слоев: высоты первого волноводного слоя и показателя преломления подложки, на которой выращивается структура. Расчеты показывают, что в модуляторе на Ti:LiNbO_3 – волноводах при $W=3$ нм, $\theta=0,6^\circ$, $\Delta n=6 \cdot 10^{-3}$, $L=1$ мм и зазоре между электродами $d=1$ мкм на длине волны $\lambda=1300$ нм для полного переключения оптической мощности требуется напряжение переключения $U_n=2,5$ В.

ВЛИЯНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НА ТВЕРДОФАЗНУЮ СВАРИВАЕМОСТЬ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Р.Я. Лутфуллин^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
lutfullin.ramil@imsp.ru

Твердофазная сварка кристаллических материалов в состоянии сверхпластичности – инновационный технологический метод обработки, основанный на использовании эффекта структурной сверхпластичности [1]. Впервые, влияние сверхпластичности на возможность повышения технологичности сварки в твердом состоянии труднообрабатываемых титановых сплавов обнаружили и опубликовали советские исследователи [2] в 1975 году.

Известно [3], что сверхпластичность – универсальное явление для всех мелкозернистых кристаллических материалов. Это определяет широкую возможность использования сверхпластичности при разработке перспективных технологий сварки в твердом состоянии практически любых кристаллических материалов, например, металлических сплавов, интерметаллидов и керамики [4].

В ИПСМ РАН были проведены фундаментальные исследования твердофазной свариваемости сверхпластичных материалов [5], позволившие выявить природу ускоренного формирования твердофазного соединения с достижением его высокого качества. Было твердо установлено, что основной механизм сверхпластической деформации – зернограничное проскальзывание, определяет ускоренное «залечивание» пор в зоне соединения и обеспечивает формирование качественного физического контакта соединяемых материалов, а также повышенную зернограничную диффузионную активность в зоне соединения по сравнению с традиционной диффузионной сваркой материалов.

С уменьшением размера зерен в сплавах до их нано- и ультрамелкозернистого состояния возможно существенное снижение нижней температуры проявления эффекта сверхпластичности, впервые названное учеными из ИПСМ АН СССР Валиевым Р.З., Кайбышевым О.А. и др. [6] низкотемпературной сверхпластичностью.

Практическое использование низкотемпературной сверхпластичности открывает широкую перспективу для создания экономически привлекательных технологий формообразования, в частности, твердофазной сварки труднообрабатываемых титановых и жаропрочных никелевых сплавов при пониженных температурах.

Литература

1. Р.Р. Мулюков и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 284 с.
2. М.Х. Шоршоров, Э.М. Дзнеладзе, А.С. Тихонов и др. // Сварочное производство. 1975. №11. С. 20 – 21.
3. O.A. Kaibyshev. Superplasticity of alloys, intermetallides and ceramics. Berlin; New York: Springer-Verlag. 1992. 317 p.
4. R.Ya. Lutfullin. Superplasticity and solid-state bonding of materials. // Chapter 4.3. in Severe Plastic Deformation. Towards Bulk Production of Nanostructured materials. Ed. Burnhanrttin S. Altan. Nova Science Publishers. New York. 2006. P. 381 – 398.
5. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin and V.K. Berdin. // Acta Metall. Mater. 1994. V.42. No.8. P. 2609 – 2615.
6. Р.З. Валиев, О.А. Кайбышев, Р.И. Кузнецов и др. // Доклады АН СССР. 1988. Т.301. №4. С. 864 – 866.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РОСТА ПРИ НАПЛАВКЕ НАНОЗЕРЕН АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ

Д.В. Лычагин^{1,2,*}, А.Ю. Никонов^{1,2}, А.А. Бибко^{1,2}, О.С. Новицкая¹

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

²*Томский государственный университет, Томск*

* dvl-tomsk@mail.ru

Установление закономерностей роста зерен при кристаллизации и их поведение при деформации имеет фундаментальное и прикладное значение. Вновь возникший интерес к этим процессам связан с активным развитием аддитивных технологий, в частности, с изготовлением изделий 3D наплавкой. Для разработки контролируемого процесса наплавки необходимы сведения об условиях формирования оптимальной зеренной структуры и анализ ее поведения при деформации. Моделирование методом молекулярной динамики дает возможность проанализировать процессы в нанобъеме, а затем аппроксимировать результаты на более крупные масштабы при выполнении принципа подобия процессов на разных масштабных уровнях.

В качестве объекта исследования была выбрана алюминиевая бронза состава Cu-13ат.%Al, используемая для антифрикционных изделий, полученных электронно-лучевой 3D наплавкой. Методом молекулярной динамики проводили моделирование с использованием программного пакета LAMMPS. Межатомное взаимодействие описывали межчастичным потенциалом, построенным в рамках метода погруженного атома. Параметр решётки рассчитывали путём релаксации бесконечно протяжённого монокристалла бронзы при нулевом давлении и заданной температуре. Геометрию и кристаллографическую ориентацию моделируемого элемента задавали, основываясь на кристаллографическом анализе образца, полученного электронно-лучевой наплавкой. Для моделирования был выбран участок поликристалла, состоящий из трёх зёрен. Моделировали деформацию группы зерен и ее взаимодействие с каплей расплава на поверхности.

Одноосную деформацию образца задавали движением с постоянной скоростью 2,5 м/с атомных слоёв размерами 130a×3a×60a. Дополнительно задавали ограничение сдвига с трех боковых сторон, имитируя деформацию поверхностных зерен. Результаты моделирования позволили проследить закономерности и последовательность развития дефектной структуры при деформации (скольжение и двойникование). Установлена ведущая роль геометрических концентраторов напряжения для начала сдвига. Картина моделируемого деформационного рельефа была сопоставлена с экспериментально наблюдаемой картиной сдвига в зернах-прототипах. Анализ следов сдвига показал, что скольжение идет по плоскостям с максимальным фактором Шмида и соответствует результатам моделирования.

Для анализа термической стабильности дефектов и закономерностей кристаллизации при наплавке моделировали взаимодействие зерен с каплей расплава, имеющей температуру 1500 К, с последующим охлаждением системы до 300 К. При взаимодействии с каплей происходит уменьшение дефектности зерен в результате проплавления и нагрева ближайших приповерхностных слоев. Наименьшую термическую стабильность имеют дефекты упаковки, исчезающие в первую очередь. Затем происходит исчезновение ближайших к капле двойников. Процесс кристаллизации начинается от основного материала. Растущие при кристаллизации зерна сохраняют исходную ориентацию зерен основного материала. Это подтверждает, экспериментально наблюдаемую закономерность, что при наплавке формируются столбчатые зерна. Рост зерен сопровождается образованием дефектов упаковки и двойников отжига. Образующиеся системы дефектов наследуют ориентацию дефектов материнских зерен.

Работа выполнена при поддержке исследовательской программы 20-72-10184 Российского научного фонда на 2020-2023 гг.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-6101 В КЗ И УМЗ СОСТОЯНИИ

Д.К. Магомедова

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург
magmedva.dasha@mail.ru

Сплав Al-6101, относящийся к линейке Al-Mg-Si, отличается высоким уровнем технических характеристик после проведения упрочняющей термической обработки (закалки и старения), позволяющей широко применять его в промышленности. Повышенную прочность и электропроводность в проводниковых алюминиевых материалах возможно достичь за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД). Существует большое число работ, посвящённых исследованию свойств алюминиевых сплавов, в т.ч. сплава 6101, подвергнутых ИПД, в т.ч. равноканальному угловому прессованию (РКУП), в которых подтверждается улучшение прочностных характеристик после применения методов ИПД. Так, путем равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП-К) были получены длинномерные УМЗ полуфабрикаты сплава Al-6101 (катанки и проволоки) с уровнем, как прочности, так и электропроводности, превышающих параметры после стандартной обработки [1]. Однако особенности механического поведения и характер разрушения при статических испытаниях УМЗ сплава 6101, полученного методами ИПД, ранее не рассматривались.

Ранее были проведены исследования особенностей механического поведения, разрушения и формирования пор при растяжении образцов УМЗ Al 6101 [2-3]. В данной работе был проведен анализ химического состава изломов образцов сплава 6102 после искусственного старения (ИС) и в УМЗ состоянии (полученного РКУП-К) [2-3]. Данный анализ показывает, что на изломе в состоянии ИС содержится большое количество Fe (до 10 %). Количество Fe в исходном сплаве не превышает 0.3 wt.%, но на основе Fe в процессе кристаллизации расплава формируются крупные выделения фазы Al_3Fe микронных размеров. Именно эти интерметаллидные частицы Al_3Fe (размером несколько мкм) являются центрами для зарождения несплошностей в виде нанопор и последующего разрушения Al сплавов в ИС состоянии.

РКУП-К приводит к измельчению интерметаллидных частиц Al_3Fe , в результате разрушение в УМЗ материале с меньшей вероятностью локализуется – инициируется на частицах Al_3Fe , частиц Al_3Fe меньше на дне ямок излома и это является причиной меньшего содержания Fe на изломе по сравнению с содержанием Fe на изломе после стандартной термической обработки (ИС).

Благодарности / Acknowledgments

Исследования выполнены при поддержке проекта Мегагрант №075-15-2022.

Список литературы / References

- [1] M. Murashkin, A. Medvedev, V. Kazykhanov, A. Krokhin, G. Raab, N. Enikeev and R.Z. Valiev Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform // Metals (2015) 5, 2148-2164
- [2] Распределение напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов из мелко- и крупнозернистого алюминиевого сплава 6101 2021, Наноиндустрия. Выпуск 1 (Магомедова Д.К., Чуракова, А. А.)
- [3] Investigation of mechanical properties and fracture surface of cylindrical samples Al-6101 under static tension 2022, Journal of Physics: Conference Series, принята к печати, 012023 (Magomedova D.K., Churakova A.A., Gunderov D. V.)

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Сафиуллин Р.В., Галеев Р.М., Малышева С.П.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

Листовые титановые сплавы широко используются в авиастроении для изготовления высокопрочных, облегченных узлов и конструкций с использованием перспективной технологии сверхпластической формовки (СПФ) и диффузионной сварки (ДС). Совмещенный процесс СПФ/ДС позволяет использовать преимущества, создаваемые необыкновенными особенностями титановых сплавов – склонностью к сверхпластичности и свариваемостью в твердом состоянии. Сочетание таких двух качеств позволяет получать титановые детали, которые не могут быть изготовлены другими способами. В настоящее время ведущие авиакосмические компании США, Великобритании, Франции, Германии, Японии и Китая развивают и используют технологию СПФ/ДС для изготовления крупногабаритных изделий ответственного назначения [1-3].

Наилучшие технологические свойства, такие как свариваемость в твердом состоянии и формуемость в условиях сверхпластичности, проявляет листовый титановый ВТ6 (Ti-6Al-4V). Известно, что данный сплав обладает хорошей диффузионной свариваемостью и формуемостью при температурах 800-950°C и благодаря этому наиболее успешно используется в технологии СПФ/ДС. Стабильность сверхпластических свойств является одной из наиболее важных характеристик для разработки рациональных режимов получения изделий при СПФ. При осуществлении технологического процесса получения трехслойных гофровых конструкций диффузионной сваркой и сверхпластической формовкой (ДС/СПФ) титановый материал подвергается длительному нагреву и выдержке при температуре диффузионной сварки. В результате термического воздействия микроструктура и сверхпластические свойства титанового сплава ВТ6 изменяются в сравнении с исходным состоянием листового полуфабриката. В этой связи, важным является знание сверхпластических характеристик листов, как при получении твердофазного соединения, так и при сверхпластической формовке.

Целью данной работы является исследование микроструктуры листов титанового сплава ВТ6 в УМЗ состоянии после различных режимов термического воздействия и изучение стабильности характеристик сверхпластичности исследуемых листовых заготовок.

В работе проведено сравнительное исследование микроструктуры и сверхпластических характеристик листов из сплава ВТ6 промышленного производства (ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», размер зерен 1,2 мкм) и изготовленного по способу [4], разработанному в ИПСМ РАН (размер зерен 0,5 мкм), в состоянии поставки и после отжига, моделирующих режимы обработки листовых заготовок в процессе сверхпластической формовки и диффузионной сварки.

Литература

1. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт. Письма о материалах, том 2, выпуск 1, 2012г., с. 32 – 35.
2. Stephen D. Designing For Superplastic Alloys // AGARD Lecture Series № 154. 7. p. 1 – 37. 1987.
3. Смирнов О.М. Сверхпластичность материалов: от реологии к технологии. Кузнечно-штамповочное производство. 1998. №2 с. 18-23.
4. Патент РФ № 2224047. 2004

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6

Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Хазгалиев Р.Г., Сафиуллин А.Р.

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

Листовые титановые сплавы широко используются для изготовления узлов и конструкций в авиастроении методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ и ДС). Снижение температуры осуществления этой прогрессивной технологии является актуальной задачей для титановых сплавов. Известно, что добиться снижения температуры СПФ/ДС возможно за счет использования материалов с ультрамелким зерном. В ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» выпускаются листы из титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с различной микроструктурой для низкотемпературных процессов СПФ/ДС [1, 2].

Цель настоящей работы – сравнить технологические свойства листовых титановых сплавов ВТ6, выпускаемых по различным технологиям. В работе проведены комплексные исследования микроструктуры и механических свойств, а также технологических свойств (формуемости и свариваемости в твердом состоянии) листов из титанового сплава ВТ6, созданных специально для процесса СПФ/ДС при пониженных температурах.

Проведенные исследования позволили установить, что листы из титанового сплава ВТ6 с различной микроструктурой в интервале температур 750-920°C проявляют хорошие сверхпластические свойства и обладают хорошей свариваемостью в твердом состоянии и формуемостью. Технологические свойства сплава ВТ6 в различных состояниях очень близки по своим значениям. Показано, что листы из сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (размер зерен 1 мкм и менее) в условиях сверхпластичности имеют хорошую диффузионную свариваемость в интервале температур 800-900°C и формуемость при 750-800°C.

В работе также приведены результаты исследований технологических свойств нового более дешевого листового титанового сплава VST2k производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» [3]. Поведено сравнение технологических свойств нового сплава со свойствами листового сплава ВТ6, широко используемого в технологии СПФ/ДС. Полученные результаты позволяют рекомендовать листовой сплав VST2k наряду со сплавом ВТ6 для изготовления полых конструкций методом СПФ/ДС в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

Литература

1. Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р., Малышева С.П., Козлов А.Н., Берестов А.В., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р. Исследование технологических свойств титанового сплава Ti-6Al-4V. часть 1. микроструктура и механические свойства. Письма о материалах. 2016. Т. 6. № 4 (24). С. 281-285.
2. Сафиуллин Р.В., Мухаметрахимов М.Х., Малышева С.П., Сафиуллин А.Р., Козлов А.Н., Берестов А.В., Харин С.А., Морозов М.А. Исследование технологических свойств титанового сплава Ti-6Al-4v. часть 2. Письма о материалах. 2018. Т. 8. № 3 (31). С. 329-334.
3. Сафиуллин Р.В., Галеев Р.М., Мухаметрахимов М.Х., Хазгалиев Р.Г., Малышева С.П., Мулюков Р.Р., Козлов А.Н., Берестов А.В., Ледер М.О. Новый листовый титановый сплав VST2k для низкотемпературного процесса сверхпластической формовки и диффузионной сварки. Титан. 2016. № 3 (53). С. 47-54.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ КВД И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1965

Маркушев М.В., Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Терешкин В.В.

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

Цель работы - проанализировать влияние степени интенсивной пластической деформации (ИПД), реализованной кручением под высоким давлением (КВД), на кинетику и уровень пост-деформационного упрочнения/разупрочнения высокопрочного алюминиевого сплава 1965 (Al-Zn-Mg-Cu-ПМ) в условиях вылеживания при комнатной температуре (естественного старения).

Образцы диаметром 20 и толщиной 1.5 мм, вырезанные из гомогенизированного слитка стандартного состава с размером зерна порядка 25 мкм и содержащие высокую плотность сравнительно однородно распределенных дисперсоидов – наноразмерных выделений алюминидов переходных металлов, были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО), включавшей закалку, ИПД-КВД от 0.1 до 10 оборотов при давлении 6 ГПа при комнатной температуре, и пост-ИПД естественное старение длительностью до 500 часов. Для сравнения, часть образцов: а - старили, не подвергая ИПД, и б - выдерживали в КВД оснастке под давлением без кручения.

Качественный и количественный анализ структуры матрицы и алюминидов переходных металлов (ПМ) (дисперсоидов) проводили на всех этапах обработки с использованием стандартных методов просвечивающей электронной микроскопии, и рентгеноструктурного анализа. Упрочнение/разупрочнение сплава оценивали по изменениям твердости.

Обнаружено, что реализация при ТМО двухуровневого наноструктурирования сплава (дисперсоидов и матрицы) сопровождалось непрерывным и более чем двукратным его упрочнением с демонстрацией аномально высокой твердости, достигавшей 250-270 Нv после 10 оборотов. При этом основной вклад в упрочнение сплава вносило структурное упрочнение вследствие формирования при КВД сильнонагартованной нано/(суб)зеренной (нанофрагментированной) структуры матрицы. При последующем вылеживании твердость сплава изменялась неодинаково и зависела, как от предварительной степени деформации, так и длительности естественного старения. Так твердость предзакаленного сплава, подвергнутого лишь давлению (осадке), как и сплава после КВД до 1 оборота, при вылеживании непрерывно увеличивалась. В остальных состояниях сначала фиксировали стадию разупрочнения, которая сменялась стадией упрочнения. При этом величина и длительность первой стадии напрямую зависела от степени предварительной деформации, т.е. параметров формирующейся наноструктуры матрицы. Обращает на себя внимание обнаружение факта того, что в результате естественного старения твердость сплава после КВД до 5 и 10 оборотов практически выравнивалась.

Рассмотрена природа обнаруженных тенденций. Обсуждены механизмы трансформации структуры сплава в процессе ТМО на двух структурных уровнях, а также роль выделений.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛОВ

М.Ш. Мигранов, С.Р. Шехтман, Н.А. Сухова, А.М. Мигранов, А.С. Гусев

МГТУ «СТАНКИН»

migmars@mail.ru

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00670,

<https://rscf.ru/project/22-19-00670/>

В условиях современного машиностроения надежная работа технологических систем особенно важна, где выпуск некачественной и ненадежной продукции может стать причиной тяжелых последствий. Технический прогресс в авиадвигателестроении обуславливает необходимость применения конструкционных материалов, обладающих повышенной прочностью и коррозионной стойкостью при высоких температурах газового потока. К деталям газотурбинных двигателей предъявляются высокие требования в отношении точности геометрических форм и качества поверхности. Используемые для изготовления дисков турбин и компрессоров, валов и роторов, колец и других крупногабаритных деталей материалы, как правило, обладают пониженной обрабатываемостью, что проявляется в повышенном темпе износа режущего инструмента при невысоких допустимых скоростях резания. Износ инструмента приводит к росту сил резания и, тем самым, способствует снижению технологической надежности операций лезвийной обработки по обеспечению требуемой точности и качества, особенно на заключительных этапах изготовления деталей [1-2].

В работе проведены серии экспериментальных исследований износостойкости усовершенствованных multifunctional наноструктурных покрытий на режущем инструменте при фрезеровании жаропрочных хромоникелевых сплавов - ХН50МВКТЮР; ХН58МБЮД ИД. Натурные эксперименты проводились на вертикально-фрезерном станке нормальной точности и жесткости «ВМ 127М» при торцевом встречном фрезеровании твердосплавными концевыми фрезами (диаметр 12 мм; $z = 4$) марки Н10F (аналог ВК10 ОМ) с различными покрытиями с производственными режимами обработки: $n = 800$ об/мин; $S_m = 65$ мм/мин; $a_e = 4$ мм и $a_p = 1$ мм. В процессе фрезерования измерялась и фиксировалась фаска износа по задней поверхности универсальным моторизованным стереомикроскопом «Carl Zeiss Stereo Discovery V12» с системой визуализации на базе видеокамеры «Zeiss AxioCam 503 Color» 3 мп. Износостойкие покрытия наносились на установках: «Platit $\pi 311$ » - (CrAlSi)N; (CrAlSi)N с DLC (алмазоподобное углеродное покрытие); (TiAlSi)N; (CrAlSi)N + эпилама; (CrAlSi)N с DLC + эпилама; (TiAlSi)N + эпилама и «Platit $\pi 411$ » - TiB₂; nACo₃; nACRo; nACo₃+TiB₂; nACRo+TiB₂; TiB₂+эпилама; nACo₃+эпилама; nACRo+эпилама; nACo₃+TiB₂+эпилама; nACRo+TiB₂+эпилама.

Наилучшие показатели по износостойкости режущего инструмента (износ по задней поверхности, длина пути резания и период стойкости инструмента):

- при фрезеровании сплава ХН50МВКТЮР обеспечивались при использовании износостойких покрытий: улучшение на 24 % с покрытием «nACo₃+TiB₂» и на 23% с покрытием «nACRo+TiB₂» по сравнению с покрытием «nACo₃»;
- при фрезеровании сплава ХН58МБЮД-ИД обеспечивалось при использовании износостойкого покрытия: улучшение на 23 % с покрытием «nACRo+TiB₂» по сравнению с покрытием «nACo₃».

Литература

1. Верещака, А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями/А. С. Верещака. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с.
2. Григорьев С.Н., Ковалев О.Б., Кузьмин В.И., Михальченко А.А., Руденская Н.А., Соколова Н.Г., Фомин В.М. Новые возможности технологии плазменного напыления износостойких покрытий. Трение и износ. 2013. Т. 34. № 3. С. 221-226.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ВКЛАДЫ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.В. Михайловская, О.А. Яковцева

НИТУ «МИСИС», г. Москва
mihaylovskaya@misis.ru

При сверхпластической деформации действуют три механизма: зернограничное скольжение, дислокационная и диффузионная ползучесть. Соотношение вкладов данных механизмов зависит от множества факторов, таких как параметры микроструктуры, температура, скорость и степень деформации. Кроме того, температурно-скоростные условия деформации опосредованно влияют на микроструктурные параметры и, как следствие, на соотношение вкладов действующих механизмов в общее удлинение образца. В результате, при анализе вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации необходимо учитывать не только параметры исходной структуры и температурно-скоростные условия деформации, но и ее эволюцию при сверхпластическом течении. Зернограничное скольжение доминирует в подавляющем большинстве случаев, а диффузионная и дислокационная ползучесть выполняют аккомодационную функцию, обеспечивая сохранение сплошности материала. При этом, легирующие элементы (например, Mg и Zn в алюминии) способны сегрегировать по границам зерен и влиять на подвижность границ зерен и развитость зернограничного скольжения, влиять на эволюцию параметров зеренной структуры и подвижность дислокаций.

В представленной работе проведено сравнение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации алюминиевых сплавов с разными структурными параметрами. Были изучены сплавы на основе систем Al-Mg и Al-Mg-Zn (с разным соотношением Zn/Mg) с исходной полностью или частично рекристаллизованной структурой. Анализ вкладов проводили на основании изучения эволюции микроструктуры поверхности образцов с маркерными микросетками, полученными при помощи ионного утонения. Деформацию образцов проводили в условиях максимального значения коэффициента скоростной чувствительности, достигающего 0,5-0,8 при 0,9-0,97T_{пл} и постоянных скоростях деформации в диапазоне 10^{-3} - 10^{-2} с⁻¹ в зависимости от сплава.

Показано, что в магналиях с микрозеренной структурой (7-10 мкм) имеет место сравнительно слабо развитое зернограничное скольжение, вклад которого не превышает 30% при значительной внутризеренной деформации с вытягиванием зерен вдоль оси растяжения, обеспеченной двумя другими механизмами диффузионной и дислокационной ползучестью. При уменьшении размера зерна до 3-4 мкм вклад зернограничного скольжения существенно, и ожидаемо, возрастает, а роль других механизмов уменьшается. В присутствии цинка, даже в сплавах с малым соотношением Zn/Mg, также активируется зернограничное скольжение, вклад которого в общую деформацию образца увеличивается в практически в два раза по сравнению с магналиями, достигая 50-60%. При близком размере зерна на стадии установившегося течения, сплавы с полностью рекристаллизованной структурой демонстрируют более развитое зернограничное скольжение по сравнению со сплавами, структура которых формируется в результате динамической рекристаллизации при сверхпластическом течении. В магналиях, полученных методом всесторонней изотермическойковки, с исходным размером зерна 1-3 мкм, снижение гомологической температуры деформации также приводит к значительному росту вклада зернограничного скольжения в сравнении в подсолидусной температурой.

Работа выполнена при государственной поддержке Советом по Грантам Президента Российской Федерации ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4).

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ Zr В РЕШЕТКЕ Al

А.Ю. Моркина¹, Е.А. Корзникова^{1,2}

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

alinamorkina@yandex.ru

Сплавы алюминия (Al) и циркония (Zr) стали популярны благодаря своим характеристикам: превосходной термостойкости и хорошей электрической проводимости, но их основным недостатком является довольно низкая твердость (<75 Hv) даже после сильной пластической деформации. Эти сплавы, которые на самом деле являются композитами интерметаллидов Al и Al₃Zr, не проявляют упрочнения из-за того, что Zr не смешивается в Al в равновесном состоянии [1, 2].

В работе представлены результаты численного моделирования методом молекулярной динамики деформационно-индуцированного растворения Zr в решетке Al. Моделирование проводилось для кристаллита Al с сегрегацией Zr, атомы которого находились в границах зерен трехмерной кубической гранецентрированной кристаллической решетки Al. В качестве граничных условий были заданы координаты и скорости атомов. В начальный момент времени: стартовые положения атомов определены узлами кристаллической решетки, начальные скорости атомов полагаются равными нулю. Моделирование проводилось при постоянной $T = 300$ K (NVT ансамбль). В границах зерен кристаллита из 30 тыс. атомов помещались частицы Zr в количестве 3% атомной массы. Исследование проводилось с использованием пакета моделирования LAMMPS и программного обеспечения OVITO.

Были рассмотрены случаи продольного и поперечного расположения сегрегаций. Установлено, что в продольном положении растворение сегрегации Zr в структуре Al происходит интенсивнее, чем в поперечном. Построены функции радиального распределения в различные моменты времени, отражающие степень растворения и зависимости напряжения и сдвига от степени деформации для различных случаев. Показано, что чем ниже скорость деформирования, тем больше растворения Zr в решетке Al, и присутствие вакансий в решетке способствуют большему растворению сегрегации.

Работа А.Ю. Моркиной профинансирована в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки РФ ФГБОУ ВО «УГАТУ» (договор № 075-03-2022-318/1) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях» Работа Е.А. Корзниковой была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-12-00275.

Литература

1. Prosviryakov A.S., Shcherbachev K.D., Strengthening of mechanically alloyed Al-based alloy with high Zr contents. *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 713, pp. 174–179.
2. Orlova T.S., Mavlyutov A.M., Latynina T.A., Ubyivovk E.V., Murashkin M.Y., Schneider R., Gerthsen D., Valiev R.Z., Influence of severe plastic deformation on microstructure, strength and electrical conductivity of aged Al-0.4 Zr (wt.%) alloy. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2018. V. 55, pp. 91–101.

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИТА NiC

Р.Т. Мурзаев¹, А.А. Давлетбаков²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа*

²*Бакирский государственный университет, г. Уфа*

murzaevrt@gmail.com

Изучение взаимодействия полиморфов углерода с металлическими наночастицами в настоящее время вызывает большой интерес, поскольку открывает широкие возможности для получения новых перспективных материалов. Развитие нанотехнологий ставит новую задачу – создание наноразмерных структур с улучшенными электронными, термическими и механическими свойствами, например: композитных материалов.

Одно из перспективных направлений исследований в области получения новых композитов с улучшенными свойствами – создание композитных структур на основе углеродного материала и металлов [1]. Большое количество посвящено изучению композитов на основе Ni и графена [2], поскольку добавление графена в никелевую матрицу может значительно улучшить свойство получаемого материала. Например, Ni улучшает механические свойства углеродных нанотрубок [3]. Такие композиты применяют как более прочные поверхностные покрытия для мягких материалов. Исследования показывают, добавление графена увеличивает модуль Юнга[4] и его прочность[2].

Настоящая работа посвящена исследованию композита, который представляет собой частицы никеля, обернутые в чешуйки графена. Были рассмотрены, несколько вариантов композитного материала, в которых варьировались различные размеры частичек никеля, в частности были рассмотрены структуры, с частичками состоящие из 21, 38, 47 и 78 атомов никеля. На данных структурах было проведено исследование теплопроводности данных композитах методом молекулярной динамики Ланжевена. Данный метод заключается в том, что выбираются две области в структуре, которые имеют различные температуры и оценивается поток тепла, движущийся от более теплой области к холодной. На основании полученных данных производится расчет теплопроводности материала. Для сравнительного анализа, также была рассчитана теплопроводность для чистого металла никеля.

Теплопроводность для композитных материалов была рассчитана в интервале температур от 100 до 600K. Теплопроводность композитных материалов во всем интервале температур меньше по сравнению с теплопроводностью в чистом никеле. Также наблюдается прямая зависимость теплопроводности композитов от размера частичек никеля, теплопроводность композитов с более крупными частичками никеля выше, чем для композитов с более мелкими частичками. Также при построении карты распределения кинетических энергий по атомам, видно, что основными проводниками тепла являются частицы никеля, а затем уже чешуйки никеля.

1. L.R. Safina, J.A. Baimova, K.A. Krylova, R.T. Murzaev, R.R. Mulyukov. Lett. Mater., 2020, 10(3), 351.
2. Y. Kim, J. Lee, M.S. Yeom, J.W. Shin, H. Kim, Y. Cui, J.W. Kysar, J. Hone, Y. Jung, S. Jeon, S.M. Han. Nat. Commun., 2013, 4, 2114.
3. S. Inoue, Y. Matsumura. Chem. Phys. Lett., 2008, 469(1–3), 125.
4. Z. Ren, N. Meng, K. Shehzad, Y. Xu, S. Qu, B. Yu, J.K. Luo. Nanotechnology, 2015, 26, 065706.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИТОВ ПРИ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

А.М. Мурзакаев^{1,2}, А.А. Юшков¹

¹*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург*

²*Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург*
amurzak@mail.ru

Кристаллизация аморфных пленок представляет интерес как с практической, так и с научной точки зрения. Для практического применения аморфных слоев важно понимать механизмы кристаллизации, чтобы предотвратить переход в более стабильное кристаллическое состояние. С научной точки зрения особый интерес представляет кристаллизация из аморфного твердого состояния, так как она приводит к несовершенному росту кристаллов и образованию экзотических структур. При аморфно-кристаллическом превращении в тонких пленках могут образовываться значительно более сложные микроструктуры, несвойственные физике твердого тела, с сильным внутренним изгибом плоскостей кристаллической решетки. Первоначально они были обнаружены для роста кристаллов в халькогенидных аморфных пленках [1].

Методами просвечивающей электронной микроскопии *in situ* изучен рост кристаллов и структура закристаллизованных областей в аморфных пленках, полученных методом термического напыления в вакууме. Кристаллизация вызывалась электронным пучком микроскопа, интенсивность которого подбиралась таким образом, чтобы поддерживать рост имеющихся в аморфной матрице кристаллов, не вызывая пересвечивания камеры или сплошной кристаллизации пленки. Процессы роста были зафиксированы на видео, для измерения скорости роста кристаллической фазы из видеоряда были выбраны пары кадров одних и тех же участков образцов через известные промежутки времени.

При детальном изучении структуры и фазового состава методом ПЭМВР удалось установить, что аморфные плёнки образцов после прогрева электронным пучком кристаллизуются и имеют сложные по структуре скопления дефектов. Было обнаружено, что наряду с дислокациями имеются дефекты кристаллографического сдвига (КС) не только в оксидных материалах (оксид железа, оксид ванадия, оксид хрома) но и в системах сурьма-селен, селен-углерод, селен-теллур, теллур-медь.

Дефекты Уодсли (хаотически распределенные, неупорядоченные КС-плоскости) - это яркие примеры микрогетерогенности. Они отличаются и по структуре, и по составу от остальных областей материала, в котором они содержатся. Были выявлены зоны, слегка различающиеся по составу, а также срастания двух или большего числа фаз в пределах одного кристалла

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 20-02-00906.

Литература

1. I.E. Bolotov, V.Yu Kolosov, and A.V. Kozhyn, , *Physica Status Solidi (a)*, 1982, 72, 645.

СТРУКТУРА И ЭНЕРГИЯ МЕЖФАЗНЫХ β/α ГРАНИЦ В СПЛАВАХ ТИТАНА

М.А. Мурзинова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

mma@imsp.ru

Величина энергии межфазных границ является важнейшим параметром для расчета кинетики фазовых превращений и моделирования структурных состояний многофазных сплавов (формы, размеров, ориентации фаз). Энергия межфазных границ зависит от их кристаллографического строения и изменяется при изменении параметров решеток сопрягающихся фаз, и, следовательно, определяется химическим составом фаз и температурой фазового превращения. На основе анализа экспериментальных данных о строении межфазных границ в сплавах титана, о влиянии легирования на параметры решетки исходной β фазы и модели Ван дер Мерве получены зависимости энергии различных межфазных границ от соотношения параметров решеток сопрягающихся фаз (a_β/a_α) в двухфазных сплавах титана (Рис. 1).

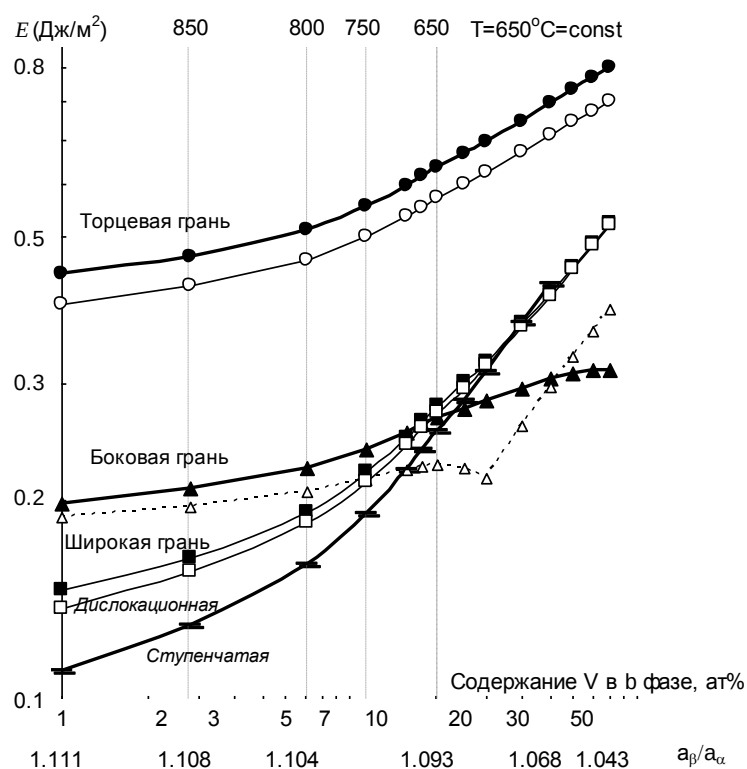


Рис.1. Зависимость энергии межфазных границ в сплавах титана от соотношения параметров решеток β и α фаз.

Показано, что с уменьшением соотношения параметров решеток фаз, которое происходит при увеличении содержания β стабилизаторов замещения в β фазе и/или понижением температуры превращения, анизотропия межфазной энергии остается высокой и пластинчатая форма выделений α фазы в β матрице термодинамически стабильной. Из представленного теоретического анализа следует важный практический вывод: изменение типа и концентрации β стабилизаторов замещения, а также условий термической обработки недеформированных сплавов титана, не способствует выделению равноосных частиц α фазы в β матрице титановых сплавов.

УПРАВЛЯЕМАЯ ДИНАМИКА ВИХРЕЙ В СПИН-ТРАНСФЕРНОМ НАНООСЦИЛЛЯТОРЕ

В.В. Мухамадеева, С.В. Степанов, Г.И. Антонов, Е.Г. Екомасов

Башкирский государственный университет. Уфа, Россия
mukhamadeeva.vika@mail.ru

В настоящее время одним из перспективных технических устройств для спинтроники является микроволновой спин-трансферный наноосциллятор (СТНО) [1-3]. В его основе лежат мультислойные наностолбики, которые имеют два пермалловых магнитных слоя различной толщины, разделенных немагнитной прослойкой [3]. В магнитных слоях может существовать, как основное состояние, магнитный вихрь. Появилось много работ, посвященных исследованию вихревых СТНО (см., например, [3-6]).

Исследуемые в данной работе СТНО имеют магнитные слои из пермаллоя толщиной 4 нм и 15 нм (содержащие магнитные вихри), разделенные немагнитной прослойкой меди разной толщины. С помощью численного решения обобщенного уравнения Ландау-Лифшица рассмотрено влияние изменения толщины немагнитной прослойки на связанную динамику вихрей на примере СТНО малого диаметра. Показано, что при увеличении толщины немагнитной прослойки наблюдается уменьшение величины критических токов.

Также исследован процесс переключения полярности магнитных вихрей при совместном воздействии спин-поляризованного тока и внешнего магнитного поля на СТНО большого диаметра. Построена диаграмма зависимости от величины спин поляризованного тока величины магнитного поля, разделяющего полярность вихря в магнитных слоях спин-трансферного наноосциллятора (рис. 1), показано, что для отдельного переключения полярности вихрей требуется использования меньшей величины магнитного поля по сравнению со случаями среднего и малого диаметров СТНО, что более выгодно с точки зрения практических приложений.

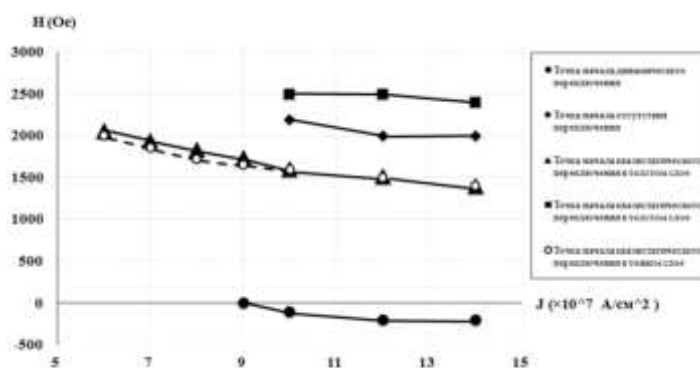


Рис. 1. Диаграмма критических величин магнитного поля и тока

Авторы благодарят за финансовую поддержку Государственное задание Российской Федерации на проведение научных исследований лабораториями (№075-03-2021-193/5 30.09.2021).

1. Guslienko K.Y. // J. Nanosci. Nanotechnol. 2008. 8, 2745-2760.
2. Звездин А.К., Звездин К.А., Хвальковский А.В. // УФН. 2008. 178, 436-442.
3. Екомасов А.Е., Звездин К.А., // ФММ. 2022. 123, 3, 219.
4. Екомасов А. Е., Степанов С. В., Звездин К. А., Екомасов Е. Г. // ФММ. 2017. 118, 4, 345.
5. Ekomasov A., Stepanov S., Zvezdin K., Ekomasov E. // JMMM. 2019. 471, 513–520.
6. Екомасов Е.Г., Степанов С.В., Звездин К.А., Пугач Н.Г., Антонов Г.И. // ФММ 122. 2021. 3, 212

НЕОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ В СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

А.А. Мухаметгалина

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
a.mukhametgalina@mail.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) является одним из перспективных методов получения твердофазных соединений металлов и сплавов. Исследователи уделяют особое внимание изучению структуры сварных швов, полученных УЗС, с целью понять механизмы образования соединений, а также установить связь между их микроструктурой и прочностью. Показано [1-3], что структурные изменения при УЗС могут отличаться в материалах с различными механическими и физическими свойствами и зависят от условий сварки. Основное влияние на развитие различных металлофизических процессов в зоне соединений оказывают температурно-скоростные условия деформации на контактирующих поверхностях и в прилегающих слоях металлов [2]. Показано, что температура быстро достигает максимального значения в центре сварной точки, слабо изменяется с увеличением длительности ультразвукового воздействия, но заметно убывает к периферии. Величина сдвиговой деформации наибольшая на поверхностях контакта и убывает по толщине листов и по мере увеличения площади соединения. Из-за неоднородного распределения температуры и деформации микроструктура в разных областях зоны соединения может существенно отличаться. Однако этот вопрос в литературе не рассматривался, и в многочисленных работах, посвященных структурным изменениям при УЗС, описывается лишь центральная зона соединения в сечении, параллельном направлению вибрации

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры в различных сечениях соединений листов технически чистого титана, полученных УЗС. Показано, что во всех сечениях структура меняется от центра к периферии. В центральных областях формируется бимодальная структура, состоящая преимущественно из равноосных зерен. Такая структура образовалась в результате полиморфного $\alpha/\beta/\alpha$ превращения и метадинамической рекристаллизации [3]. В периферийных зонах центрального сечения, параллельного направлению вибрации, наблюдаются полосы сдвига и зерна, вытянутые по направлению вибрации, с острой текстурой, типичной для сдвиговой деформации. В перпендикулярном сечении на периферии соединения вблизи поверхностей контакта сформировалась тонкая прослойка с ультрамелкозернистой структурой, граничащая с крупными зернами, расположенными преимущественно в верхнем листе.

Для получения более однородной структуры, близкой к структуре свариваемых листов, необходима оптимизация режимов УЗС и усовершенствование конструкции сварочного оборудования.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

1. Yang, J. The Effect of Welding Energy on the Microstructural and Mechanical Properties of Ultrasonic-Welded Copper Joints / J. Yang, B. Cao, Q. Lu // Materials. - 2017. - V. 10. - 193.
2. Patel, V. K. Influence of ultrasonic spot welding on microstructure in a magnesium alloy / V. K. Patel, S. D. Bhole, D. L. Chen // Scripta Materialia. - 2011. - V. 65. - P. 911-914.
3. A.A. Mukhametgalina, M.A. Murzinova, A.A. Nazarov. Weld quality and microstructure development in ultrasonically welded titanium joints. Metallurgical and Materials Transactions A. - 2022. - V. 53. - P. 1119–1131.

МИКРОСТРУКТУРА МОНОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ И ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

А.А. Мухаметгалина, Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
a.mukhametgalina@mail.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) является методом твердофазного соединения тонких металлических материалов, которое осуществляется путем приложения высокочастотных сдвиговых колебаний к соединяемым заготовкам при одновременном воздействии сжимающего усилия [1]. На начальных этапах обработки трение и деформация контактирующих поверхностей обеспечивают их разогрев и разрушение поверхностных окисных пленок, что приводит к появлению зон схватывания, которые расширяются, под воздействием продолжающейся высокоскоростной знакопеременной деформации, обеспечивая соединение металлов.

УЗС обладает рядом преимуществ перед другими видами сварки, а именно быстроедействие, низкими энергозатратами, отсутствием требований к защитной газовой среде и тщательной очистке соединяемых поверхностей. Этот метод позволяет получать соединения как однородных, так и разнородных материалов. Соединения, полученные УЗС, могут достигать прочности на срез, сопоставимой с прочностью соединений, полученных точечной контактной сваркой [2]. Преимущества УЗС обуславливают ее применение в электротехнической, приборостроительной, автомобилестроительной, медицинской и других отраслях промышленности, а также открывают возможности использования в технологиях реновации и послойной консолидации.

На качество соединений влияют условия сварки (амплитуда колебаний, сжимающее усилие, время и др.) и геометрия сварочного инструмента. Выбор условий сварки зависит от физических и механических свойств свариваемых материалов, а также толщины заготовок. В свою очередь, условия УЗС определяют структурные изменения в зоне соединения.

В данной работе показано, что в материалах с различными механическими и физическими свойствами структурные изменения в процессе УЗС существенно отличаются. Так, УЗС листов меди с исходной крупнозернистой структурой, приводит к образованию в зоне соединения слоя с ультрамелкозернистой структурой. УЗС меди с исходной ультрамелкозернистой структурой сопровождается ее огрублением и появлением аномально крупных зерен вблизи контактных поверхностей. В титане с исходной мелкозернистой структурой наблюдается широкая зона термомеханического влияния с бимодальной структурой. Показано, что такая структура формируется в результате полиморфного $\alpha/\beta/\alpha$ превращения и метадинамической рекристаллизации.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 22-19-00617 (в части исследования УЗС меди) и государственного задания ИПСМ РАН (в части исследования УЗС титана). Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. In Gallego-Juares J.A., Graff K.F. editors. Power Ultrasonic. Applications of High-Intensity Ultrasound, Cambridge: Woodhead publishing, Elsevier Ltd; 2015, p. 259–293.
2. A.A. Mukhametgalina, M.A. Murzinova, A.A. Nazarov. Weld quality and microstructure development in ultrasonically welded titanium joints. Metallurgical and Materials Transactions A. - 2022. - V. 53. - P. 1119–1131.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-22%Al, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

М.Х. Мухаметрахимов

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

В настоящее время алюминий и его сплавы используются практически во всех областях современной техники - авиационная и автомобильная отрасли промышленности, машиностроение, приборостроение и производство предметов народного потребления.

Для алюминия и его сплавов применяют практически все промышленные способы сварки плавлением: аргонодуговая сварка, лазерная сварка, плазменная сварка и др.

В настоящей работе исследованы микроструктура и механические свойства сварного соединения сплава Zn-22% Al в твердом состоянии, полученного сваркой давлением цилиндрических заготовок в вакууме при температуре 250 °С в условиях сверхпластичности.

Ультрамелкозернистую равноосную структуру со средним размером обеих фаз получали путем отжига в печи при температуре 350 °С с последующей закалкой в воде. В результате такой обработки образуются стабильные ультрамелкие зерна около 0,5 мкм с однородным распределением зерен Zn и Al. При сварке давлением заготовок большой высоты на боковой поверхности свариваемых материалов появляется бочкообразность.

В эксперименте показано, что подбор формы и размера бойков для сварки давлением цилиндрических заготовок создает возможность влиять на развитие локального течения и обеспечивать наиболее выгодные условия деформирования путем оптимизации затрат энергии на деформацию в зоне сварного соединения (рис.1). В результате нагрева и осадки происходит совместная сверхпластическая деформация и основная деформация локализуется в области формирования твердофазного соединения, при этом большая часть заготовок слабо деформируется.

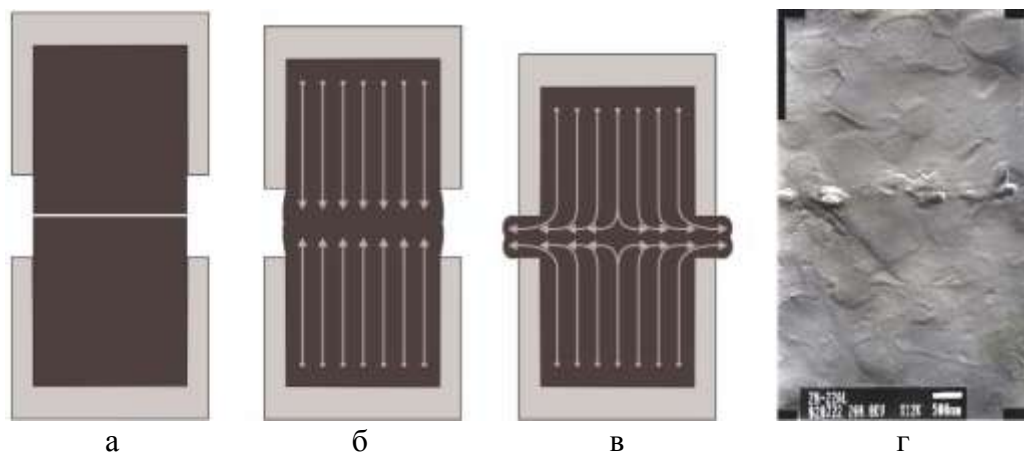


Рис. 1. Основные стадии процесса моделирования свариваемых заготовок: форма заготовки после 1-го (а), 2-го (б) и 3-го (в) перехода и угольная прицельная реплика (г)

Оксидные пленки на соединяемых поверхностях разрушаются в результате выдавливания и удаляются за счет сверхпластической деформации в радиальных направлениях и появляется новый слой без оксида на поверхности свариваемых заготовок. Твердофазное соединение образуется вследствие возникновения металлических связей между ювенильными контактирующими поверхностями свариваемых заготовок.

Механические испытания на отрыв показали, что прочность сварных соединений составила 90-95% от предела прочности основного материала.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Ш.Х. Мухтаров¹, Д.А. Карягин², А.В. Логунов¹, А.А. Ганеев¹, Р.И. Зайнуллин¹, Р.В. Шахов¹, В.М. Имаев¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²АО «Ступинская металлургическая компания», Ступино

shamilm@imsp.ru

Разработка перспективных газотурбинных двигателей неразрывно связана с разработкой жаропрочных никелевых сплавов для использования их в качестве конструкционных материалов. Настоящая работа была посвящена изучению микроструктуры и механических свойств экспериментального никелевого гранулируемого сплава состава Ni-16,3(Al,Ti,Nb,Ta)-29.7(Cr,Co,Mo,Hf,W,Re) с предельно допустимым содержанием γ' образующих элементов, а также легированного Re, обычно добавляемого только в монокристаллические никелевые сплавы. Исходные компактированные заготовки сплава $\varnothing 100 \times 200$ мм были получены горячим изостатическим прессованием (ГИП). Для сплава определили температуру полного растворения γ' (Ni₃Al)-фазы, которая составила $T_s \approx 1240^\circ\text{C}$, а на модельных образцах $\varnothing 8 \times 12$ мм оценили деформируемость сплава при $(T_s - 115) \leq T \leq T_s$ и $\dot{\epsilon} = 10^{-4} - 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ ($\epsilon = 60 - 70\%$) и исследовали эволюцию структуры после деформации. Обнаружено, что горячая деформация сжатием компактированного материала ведет к неравномерному развитию динамической рекристаллизации и формированию неоднородной структуры с микротрещинами по границам γ зерен (бывших гранул). Вероятной причиной этого является дендритная ликвация в пределах гранул, унаследованная от исходного слитка. Разработаны режимы и проведена гомогенизационная обработка компактированного сплава. В результате повысилась деформируемость сплава и однородность протекания рекристаллизационных процессов при горячей деформации. На этой основе разработаны режимы деформационно-термической обработки (ДТО) сплава, включившие в себя предварительный гомогенизационный отжиг (ГО) и дробную с промежуточными рекристаллизационными отжигами штамповку в специальном контейнере в квазиизотермических условиях при $(T_s - 60) \leq T \leq (T_s - 20)$. По разработанным режимам ДТО были изготовлены штамповки $\varnothing 80 \times 10$ мм без признаков разрушения с преимущественно рекристаллизованной и мелкозернистой структурой (Рис. 1). Для полученных штамповок разработаны режимы обработки на твердый раствор и старения. После оптимальной обработки были получены следующие механические свойства: при 20°C – $\sigma_B = 1724 - 1790$ МПа, $\delta = 16 - 17\%$, при 750°C – $\sigma_B = 1183 - 1240$ МПа, $\delta = 1,8 - 5,5\%$, длительная прочность при $750^\circ\text{C}/765$ МПа составила $\tau = 46,9 - 54,7$ ч. Применение ДТО привело к заметному повышению свойств при растяжении и незначительному повышению длительной прочности в сравнении с состоянием, полученным после ГИП, обработки на твердый раствор и старения.

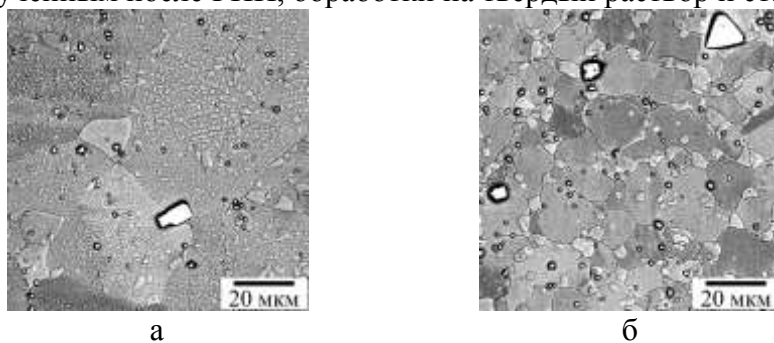


Рис. 1. Микроструктура сплава (РЭМ, BSE) после: (а) ГИП, обработки на твердый раствор и старения, (б) ГИП, ГО, ДТО, обработки на твердый раствор и старения.

ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Р.М. Кашаев, М.И. Нагимов, А.М. Хуснуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
rishat@kashaev.ru

Исследована анизотропия вязкости разрушения соединений титанового сплава Ti-6Al-4V, выполненных линейной сваркой трением (ЛСТ).

Испытывали образцы квадратного сечения с предварительно нанесенной усталостной трещиной, расположенной в плоскости соединения. Иницирующий усталостную трещину надрез был ориентирован параллельно (параллельный надрез) или перпендикулярно (перпендикулярный надрез) направлению вибрации при сварке трением. Результаты испытаний на трехточечный изгиб показали, что вязкость разрушения образцов с параллельным надрезом уступает вязкости разрушения с перпендикулярным надрезом.

На рис.1 показаны изломы разрушенных образцов с линиями фронта усталостной (указаны зеленой пунктирной линией) и статической (указаны красной пунктирной линией) трещины на которые наложена схема течения металла (белые стрелки) в процессе ЛСТ.

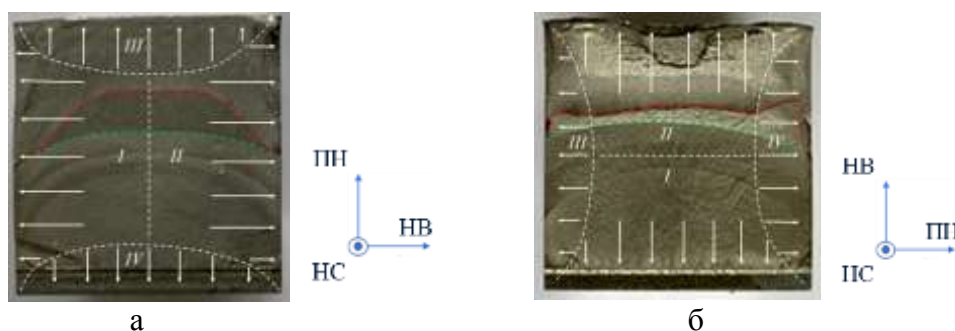


Рис.1. Линии фронта усталостной и статической трещины образцов с параллельным (а) и перпендикулярным (б) надрезом и схема течения металла ЛСТ.

НВ – направление вибрации, ПН – поперечное направление, НС – направление сжатия.

На рис. 2 показана неоднородность микротекстуры в различных областях зоны сварного соединения на основе EBSD – анализа.

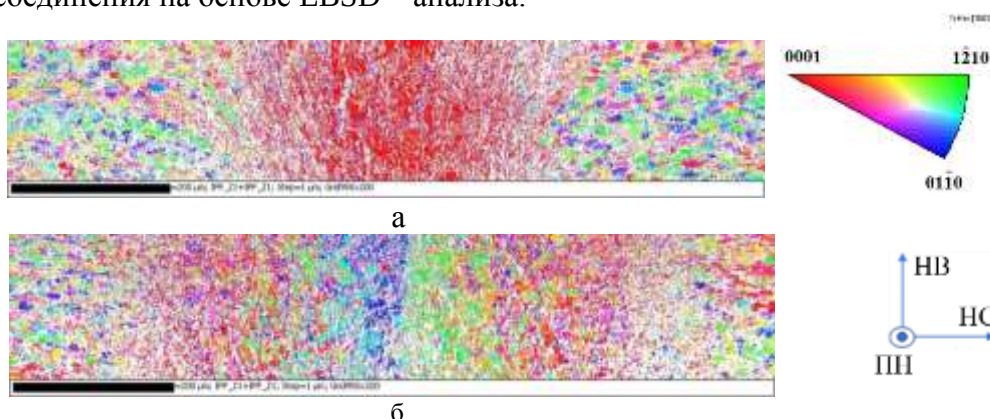


Рис. 2. IPF – карты зоны соединения, полученного ЛСТ.

а – соответствует областям I и II из рис.1; б – соответствует областям III и IV из рис.1.

Обсуждается связь вязкости разрушения и особенностей искажения фронта трещины при статическом нагружении с микротекстурой сварного соединения, сформировавшейся в процессе ЛСТ.

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiAl

Назарова Т.И., Имаев Р.М., Имаев В.М., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
nazarova.ti@mail.ru

Сплавы на основе интерметаллида TiAl (далее гамма-сплавы), начиная с 2010 года, успешно применяются в авиационной промышленности для изготовления подвижных конструктивных элементов, работающих при температурах до 750 °С, например лопаток турбин низкого давления (ТНД) газотурбинных двигателей (ГТД) летательных аппаратов [1, 2].

Более 50 лет потребовалось для того, чтобы пройти путь от первых фундаментальных исследований гамма-сплавов до начала их промышленного применения [1 - 3]. Использование гамма-сплавов стало возможным благодаря достигнутому балансу физико-механических свойств – плотности, прочности, жаропрочности, жаростойкости и пластичности, отвечающему конструкторским требованиям, предъявляемым к лопаткам ТНД в двигателях типа GEnxTM, RR и GTF [2].

Разработка двигателей для летательных аппаратов нового поколения, отвечающая, преимущественно, требованию увеличения скорости полета, и, как следствие, приводящему к увеличению силовой нагрузки на вращающиеся части ГТД, а также повышению рабочей температуры, делает необходимым создание лопаток, способных работать при температурах 750 - 800 °С.

Таким образом, становится необходимым улучшение жаропрочности и пластичности гамма-сплавов, при сохранении указанного выше баланса свойств.

В данной работе рассмотрен способ повышения жаропрочности и пластичности интерметаллидного гамма-сплава посредством добавления в него легирующих элементов, прежде всего ниобия и циркония, и последующей деформационно-термической обработки.

Результаты исследований показали, что одновременное повышение жаропрочности и пластичности гамма-сплава при сохранении баланса свойств, достигается, во-первых, в случае формирования в исходной литой заготовке $\beta(\beta_0)$ -фазы. Причем указанная фаза должна находиться в метастабильном состоянии, то есть необходимо обеспечить возможность полного или практически полного растворения $\beta(\beta_0)$ -фазы, включая ω -фазу, в процессе последующей деформационно-термической обработки. Во-вторых – в случае изменения количественного состава легирующих элементов сплава – ниобия и циркония. При этом изменение количественного состава сплава связано с учётом влияния ниобия и циркония на параметры решёток (с, а) γ и α_2 -фазы. Согласно результатам экспериментов при выборе ниобия в 1,5 - 2 раза большем количества циркония реализуется суммарное положительное влияние обоих элементов на пластичность γ -фазы, а также ниобия на пластичность α_2 -фазы при компенсации отрицательного влияния на пластичность α_2 -фазы циркония.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИПСМ РАН (№ 122011900470-7). Работа выполнена на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. Güther V., Allen M., Klose J., Clemens H. Metallurgical processing of titanium aluminides on industrial scale // Intermetallics. V. 103. 2018. P. 12-22.
2. Kim Y.-W., Kim S.-L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: successes, dilemmas, and future // JOM. 2018. Vol. 70. P. 553-560.
3. McAndrew J. B., Kessler H. D. Ti-36 pct Al as a base for high temperature alloys // Journal of metals. 1956. P. 1348-1353.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35 ПРИ СТАРЕНИИ

Е.В. Найденкин, И.В. Раточка, И.П. Мишин, О.Н. Лыкова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
nev@ispms.ru

Развитие современной техники во многом связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов. Такие материалы, в частности, широко используемые в различных отраслях промышленности – титановые сплавы, должны обладать повышенными эксплуатационными, а также технологическими свойствами. В частности, большое внимание уделяется проблеме повышения механических свойств метастабильных псевдо- β титановых сплавов путем формирования в них заданной структуры и фазового состава. Как известно, одним из подходов к ее решению представляется деформационно-термическая обработка промышленных полуфабрикатов. Известно достаточно большое количество способов таких обработок, разработанных для псевдо- β титановых сплавов. При этом достижение заданных эксплуатационных свойств указанных сплавов происходит за счет создания пластической деформацией дефектов кристаллической решетки различного типа, а также в результате распада метастабильных фаз в процессе последующего старения. С другой стороны, также возможно дополнительное повышение механических свойств титановых сплавов за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с использованием методов интенсивной пластической деформации и последующих термообработок (старения). В тоже время можно предполагать, что развитие структурно-фазовых превращений при старении псевдо- β титановых сплавов после различных деформационно-термических обработок может иметь свои особенности. При этом, формируемые в результате таких обработок структурно-фазовые состояния могут существенно отличаться по механическим характеристикам.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведены сравнительные исследования влияния отжига при температуре 723 К (старения) на структурно-фазовое состояние и механические свойства псевдо- β титанового сплава VT35 после закалки из β -области (1073 К) и различных деформационно-термических обработок с использованием методов интенсивной пластической деформации. Показано, что закалка сплава VT35 после обработки с использованием интенсивной деформации методом радиально-сдвиговой (винтовой) прокатки и последующее старение при 723 К в течение 5 часов приводит к выпадению в объеме β -зерен мелкодисперсной α -фазы как в виде пластин толщиной несколько нанометров так и в виде частиц наноразмеров. Однако при этом сохраняются области β -фазы, в которых выделения α -фазы не наблюдаются. По-видимому, наличие таких структурно-фазовых неоднородностей приводит к относительно небольшому повышению механических свойств сплава VT35 после указанного деформационно-термического воздействия. Пределы текучести и прочности сплава повышаются на 40-45 % по сравнению с исходным состоянием. Обработка сплава VT35 с использованием интенсивной деформации методом всестороннего прессования приводит к формированию смешанной микродуплексной α/β зеренно-субзеренной структуры с размером элементов около 0,1 мкм. Однако при этом также наблюдается наличие областей, внутри которых исследуемый сплав находится в преимущественно β -фазном состоянии. Отжиг (старение) сплава VT35 в УМЗ состоянии при температуре 723 К в течение часа приводит к распаду β -областей и однородному распределению α и β фаз по всему объему материала. При этом, в отличие от обработки методом радиально-сдвиговой прокатки, образования пластинчатой структуры не наблюдается. Формирование такого структурно-фазового состояния в сплаве VT35 приводит к повышению его прочностных свойств почти в два раза по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00033.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНА ВТ1-0

М.В. Нарыкова¹, В.И. Бетехтин¹, А.Г. Кадомцев¹, Ю.Р. Колобов²

¹*ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург*

²*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка*

Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Задачей работы являлось исследование влияния структурного состояния титана ВТ1-0 (наноструктурированное и крупнозернистое) на длительную прочность при растяжении в режиме ползучести и усталости. Наноструктурированное (НС) состояние было сформировано сочетанием различных видов прокаток, в результате которых средний размер зерна составил около 200 nm [1]. Крупнозернистое (КЗ) рекристаллизованное состояние было получено из НС состояния отжигом при температуре 550°C, средний размер зерна составил 2.3 мкм.

Испытания на ползучесть проводились при разных напряжениях и, соответственно, времени испытания при температуре, соответствующей верхней границе стабильности при свободном отжиге при 350°C в течение десятков часов [2]. Усталостные испытания проводили по схеме нагружения растяжением в симметричном пилообразном цикле с частотой 50 Hz при комнатной температуре. Предельное количество циклов для исследованных образцов составляло $2 \cdot 10^6$. Образцы титана до и после испытаний на длительную прочность были изучены методами электронной микроскопии - получены распределения зерен по размерам, их аспектным соотношениям, межзеренным разориентациям и информация о текстуре.

Структурные исследования показали, что в исходных НС образцах (до испытаний) доля наноразмерных зерен составляет около 80%. Полученные методом малоуглового рентгеновского рассеяния и денситометрии данные до и после воздействия высокого гидростатического давления позволила установить наличие наноразмерных несплошностей, образовавшихся в НС титане при интенсивной пластической деформации. Проведенные оценки показали, что их объемная доля составляет $\sim 4 \cdot 10^{-4}$.

Проведенные испытания при растяжении в режиме ползучести, а также при циклическом нагружении показали, что в исследуемом диапазоне напряжений долговечность НС титана заметно выше, чем в КЗ состоянии. При этом разница в значениях долговечности между НС и КЗ состояниями уменьшается при увеличении времени действия нагрузки. Так, при напряжениях около ~ 250 МПа разница в значениях долговечности достигает несколько порядков – до 10 с (КЗ) и 10^5 с (НС). Такая тенденция дает основание предполагать, что при уменьшении напряжения (и более длительных временах испытаний $\sim$ более 10^8 с), долговечность НС и КЗ титана будут сначала одинаковы, а затем КЗ титан окажется более устойчивым к длительным нагрузкам. Результаты испытаний в режиме усталости показал, что условный предел выносливости у НС титана в 1.6 раза больше, чем у КЗ-титана (при числе циклов $N=2 \cdot 10^5$), а при $N=2 \cdot 10^6$ циклах это отношение уменьшилось до 1.4.

Обнаруженная тенденция может быть обусловлена как эволюцией дефектной структуры (нанопорами), образовавшейся в процессе интенсивной пластической деформации при получении НС состояния, так и динамической рекристаллизацией (при длительных временах испытаний). Кроме того, анализ полученных данных позволяет полагать, что существенное различие в долговечностях НС и КЗ состояний титана обусловлено различным значением энергии активации процесса разрушения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ЧНФ в рамках научного проекта № 19-58-26005.

Литература

1. Yu.R. Kolobov //Nanotechnolog. Russ. 2009. №4. 11–12. P. 758
2. M.V. Narykova, A.G. Kadomtsev, V.I Betekhtin et al. //J. Phys.: Conf. Ser. 2020. № 1697. 012113

ОДНОКОМПОНЕНТНЫЕ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫЕ НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ МОДЫ КВАДРАТНЫХ РЕШЕТОК

Е. К. Наумов¹, Д. С. Рябов², Г. М. Чечин², С. В. Дмитриев¹

¹*Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа*

²*Южный федеральный университет, Институт физики,
проспект Стачки, 194, Ростов-на-Дону 344090, Россия
naumovek@kristallcom.ru*

Проанализированы все возможные однокомпонентные делокализованные нелинейные колебательные моды (ДНКМ) в квадратной решетке. ДНКМ получаются с учетом исключительно симметрии квадратной решетки, а потому существуют вне зависимости от типа взаимодействия между частицами [1,2]. В этой работе взаимодействия ближайших и следующих ближайших соседей описываются потенциалом β -FPU. Для каждого ДНКМ частота, кинетическая и потенциальная энергии описываются как функции амплитуды. Представлены механические напряжения, вызванные ДНКМ, и влияние ДНКМ на константы жесткости решетки. ДНКМ с более высокими частотами колебаний сильнее влияют на механические свойства решетки. Приведены примеры аналитического анализа ДНКМ. Установлено, что две из шестнадцати однокомпонентных ДНКМ могут иметь частоты выше фоновой полосы во всем диапазоне их амплитуд. Эти ДНКМ представлены на Рис. 1, их можно использовать для получения дискретных бризеров, применяя локализирующие функции.

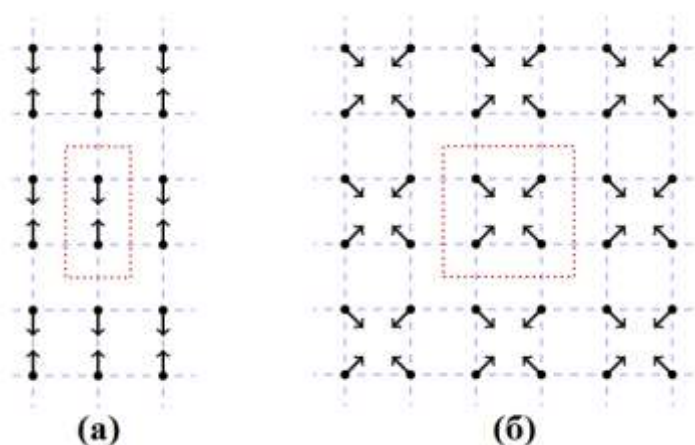


Рис 1. Однокомпонентные ДНКМ, частоты которых лежат выше фоновой полосы во всем диапазоне их амплитуд.

Благодарность: Работа Е.К Наумова и С.В. Дмитриева поддержана Российским научным фондом, грант № 21-12-0022.

Литература

1. Sakhnenko, V.P., Chechin, G.M.: Bushes of modes and normal modes for nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Phys. Dokl. 39, 625 (1994).
2. Chechin, G.M., Sakhnenko, V.P.: Interactions between normal modes in nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Exact results. Physica D 117, 43 (1998).

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ РЕЛЬЕФА ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ/ПОДЛОЖКА» ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОДНИКОВ

В.Д. Сарычев, А.Ю. Грановский, С.А. Невский, В.Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
nevskiy.sergei@yandex.ru

Для защиты поверхности изделий от износа в настоящее время все большее применение находят композиционные покрытия из многокомпонентных сплавов, которые обладают высокой твердостью и износостойкостью. На сегодняшний день разработано множество методов нанесения покрытий на поверхность изделий ответственного назначения, из которых следует отметить гетерогенные плазменные потоки, которые создаются электрическим взрывом проводников. Преимуществом нанесения покрытий с помощью данного метода, является то, что он позволяет получить покрытия, обладающие большим сопротивлением процессу изнашивания за относительно короткое время (~100 мкс). При разработке режимов нанесения покрытий необходимо учитывать факт их отслоения от подложки в процессе эксплуатации. Одной из причин отслоения покрытий является возникновение при контактной нагрузке на границе покрытия и подложки механических напряжений вследствие несоответствия их модулей упругости. При этом большую роль играет геометрия поверхности раздела, которая приводит к перераспределению концентраторов напряжений, что позволяет сохранять функциональные свойства покрытия без формирования протяженных полос локализованной пластичности в матрице. Для обеспечения развитого рельефа поверхности раздела покрытие/подложка необходима информация механизмах его формирования. В настоящей работе предложен механизм образования рельефа поверхности за счет возникновения и развития комбинированной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца-Рэлея-Тейлора. Проведен линейный анализ устойчивости поверхности раздела в коротковолновом приближении. Рассматривалась устойчивость плоского стационарного течения двухслойной несжимаемой жидкости в поле массовых сил. Направление оси x выбиралось вдоль границы раздела между слоями, а ось y - перпендикулярно x и направлялась в сторону второго слоя. Первый слой занимает жидкость с вязкостью ν_1 и плотностью ρ_1 . Второй слой является жидкостью с вязкостью ν_2 и плотностью ρ_2 , которая движется с постоянной скоростью u_0 , направленной вдоль оси x и с ускорением a , которое направлено вдоль оси y . Для каждого слоя записывались уравнения Навье-Стокса, а на границах слоев задавались кинематические и динамические условия.

Получены зависимости скорости роста возмущений от длины волны. Показано, что при значении скорости второго слоя максимум скорости роста приходится на длину волны 1,68 мкм для пары Ti-Zr и на $\lambda = 2,03$ мкм для пары Ti-Nb. Это обусловлено тем, что межфазное поверхностное натяжение в первом случае меньше, чем во втором. Получившиеся значения несколько ниже, чем наблюдаемые в экспериментах расстояния между «горбами». Такое различие может быть объяснено тем, что при взаимодействии покрытия и подложки проявляются эффекты, обусловленные влиянием градиента температуры, тогда как при выводе дисперсионного уравнения использовалось предположение, что изучаемые процессы происходят в изотермических условиях. Определены условия формирования волнообразного рельефа поверхности при электровзрывном напылении по механизму комбинированной неустойчивости границы раздела «покрытие /подложка». Установлено, что длина волны, на которую приходится максимум скорости роста возмущений, зависит от зарядного напряжения по закону $\lambda_m = aU^{-n}$ и от времени импульса по закону $\lambda_m = a_1\tau^{n_1}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10229)

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И УСТАЛОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

М.А. Никитина^{1,2}, А.А. Фрик^{1,2}, Р.К. Исламгалиев¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Бакирский государственный университет, Уфа

nik.marina.al@gmail.com

Как известно, усталостное разрушение является необратимым и сложно предсказуемым процессом, приводящим к большим потерям. Поэтому изучение особенностей усталостного разрушения и увеличение предела временного сопротивления разрушению является очень важной задачей, решению которой посвящено много работ [1-2]. Характеристики усталостного разрушения металлических материалов определяются множеством факторов. Наличие внутренних структурных дефектов (пор, несплошностей, микротрещин), качество поверхностного слоя, границы зерен, фазовый состав, характер циклического нагружения оказывают влияние на процесс зарождения и характер распространения трещины [1].

В последнее время большое внимание уделяется созданию ультрамелкозернистых структур (УМЗ) в металлах, которые приводят к увеличению предела прочности по сравнению с их крупнозернистыми аналогами, однако усталостное разрушение в УМЗ материалах имеет свои особенности. Одним из способов повышения предела усталостной выносливости является формирование ультрамелкозернистых структур, позволяющих повысить прочностные характеристики большинства металлов и сплавов, применяемых в промышленности. В ферритно-мартенситных сталях наличие дисперсных частиц и труднодеформируемых мартенситных реек усложняет возможность получения бездефектных цельных заготовок с ультрамелкозернистой структурой. В настоящей работе показано, что равноканальное угловое прессование ферритно-мартенситной стали приводит к ультрамелкозернистой структуре со средним размером зерна 350 нм. В результате формирования ультрамелкозернистой структуры предел прочности при растяжении увеличился до 1100 МПа. В ультрамелкозернистых образцах предел усталостной выносливости на основе 10^7 циклов увеличился на 20 %, с 472 МПа до 570 МПа по сравнению с крупнозернистым образцом.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006 «Фундаментальные исследования новых принципов создания перспективных электромеханических преобразователей энергии с характеристиками выше мирового уровня, с повышенной эффективностью и минимальными удельными показателями, с использованием новых высокоэффективных электротехнических материалов».

Литература

1. Estrin, Y. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. / Y. Estrin, A. Vinogradov // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32 – P. 898–907. doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.06.022
2. Surajit Kumar Paula, Nicole Stanford, Timothy Hilditch. Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading. International Journal of Fatigue 106 (2018) 185–195. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.10.005>

РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРОДУКТАМИ ЭРОЗИИ ЭЛЕКТРОДОВ ДУГОВОГО ПЛАЗМОТРОНА

Неулыбин С.Д.¹, Пермяков Г.Л.¹, Овчинников И.П.¹, Перминов А.В.¹, Щицын Ю.Д.¹,
Вотинов Г.Н.¹, Карунакаран К.П.²

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь.

²Индийский технологический институт Бомбея, Мумбаи, Индия.

owchinnikov1@yandex.ru

В современной промышленности широко применяются различные плазменные технологии, позволяющие получать материалы и покрытия с уникальными свойствами [1]. Высокие эксплуатационные характеристики напыляемых поверхностей при минимальном расходе осаждаемого материала обеспечивает ионно-плазменная обработка, данный процесс основан на переносе продуктов эрозии электрода на поверхность изделия [2]. В вакууме процесс хорошо изучен, а в атмосфере практически нет. Изучение процесса эрозии электрода плазматрона в атмосфере поможет при разработке новых технологий получения покрытий.

Разработка технологии микролегирования за счет эрозии электродов и её распространения на различные группы материалов требует формализации исследуемых процессов в виде математического описания. Применение математического моделирования с использованием вычислительного эксперимента способствует лучшему пониманию сопутствующих физических процессов и получению дополнительной информации о их протекании.

До настоящего времени не существует полного понимания протекания процесса управляемой эрозии в зависимости от материалов. Получение данных о влиянии параметров режимов обработки на скорость эрозии электродов из различных металлов послужит основой для разработки новых способов нанесения покрытий с требуемыми характеристиками.

Предложена математическая модель описания процесса эрозии медного электрода плазматрона при работе плазматрона на токе прямой полярности. Получены поля распределения температуры в сжатом столбе дуги и распределения продуктов эрозии электрода (рис. 1).

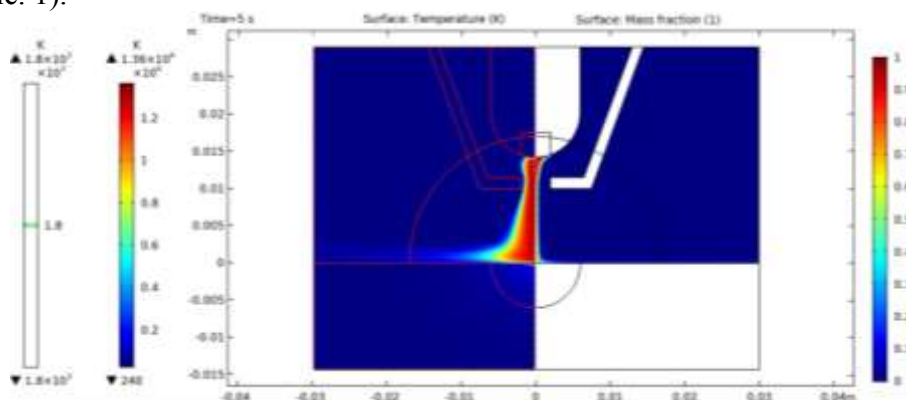


Рис. 1. Поля распределения температур и концентрации продуктов эрозии электрода

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации государственного задания FSNM-2021-0011 и за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00237.

Литература

1. Сосин Н.А., Ермаков С.А. Тополянский П.А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение: М. Машиностроение. 2008. 406 с.: ил.
2. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология перспективные процессы, покрытия, оборудование// Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 39-54.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССАХ АЗОТИРОВАНИЯ СТАЛИ

Г.Ю. Остаева, И.Ю. Исаева, И.В. Моренко, Е.А. Елисеева

Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ), Москва
galinaostaeva@mail.ru

Интенсификация азотирования, хорошо известного метода повышения поверхностной твердости сталей, заключается в ускорении элементарных процессов химико-термической обработки путем применения катализаторов. Медь и ее оксиды в этом отношении заслуживают пристального внимания, т.к. обладают восстановительными свойствами в среде аммиака и способствуют его диссоциации. Особую роль играют катализаторы, в которых размерный фактор является определяющим. Именно для наночастиц наблюдается сильная зависимость активности (и/или селективности) катализатора от размера.

В настоящей работе исследованы различные способы формирования наночастиц меди на поверхности стали, изучены состав и морфология этих частиц, проведено сравнение эффективности использования медьсодержащих наночастиц в качестве катализаторов для азотирования стали. Рассмотрены способы: 1) формирование наночастиц меди путем прямого восстановления ионов меди из растворов ее солей на поверхности железа (стали) как более активного металла; 2) формирование наночастиц меди на поверхности стали путем восстановления ионов меди трет-бутиламин-бораном; 3) получение золя меди с размером наночастиц 3-12 нм и обработка поверхности стали этим золем; 4) получение суспензии, состоящей из золя меди и компонентов, полученных путём испарения проволоки из сплава хромели, и обработка поверхности стали суспензией. В качестве полимерного регулятора размеров наночастиц во всех системах использовали поли-N-винилпирролидон. В процессе восстановления ионов меди макромолекулы полимера при достижении наночастицами определенного размера экранируют формирующиеся частицы, прекращая их рост. Адсорбированный на поверхности стали полимер с медьсодержащими частицами при нагревании (азотирование проводили при температурах выше 550° С) деполимеризуется (температура разложения - 400° С). При этом пространственно-упорядоченные медьсодержащие наночастицы остаются на поверхности стали. Форма и расположение частиц на поверхности предопределяются полимерной псевдоматрицей.

Анализ микроструктуры азотированных слоев показал, что толщина слоя повышенной микротвердости наибольшая (до 110 мкм) – при нанесении на поверхность стали медь-полимерного композита, полученного при использовании золя меди либо золя меди с легирующими элементами. В то время как для образцов без полимера толщина диффузионного слоя не превышала 40 мкм, при использовании первого способа толщина достигала 70 мкм, второго – 65 мкм. При этом наибольшие значения твердости образцов стали зафиксированы при использовании золя меди и золя меди с легирующими элементами (790 и 890 HV, соответственно).

Таким образом, увеличение глубины легированного слоя и высокие значения прочностных характеристик наблюдались при использовании заранее сформированных наночастиц меди (золь меди и золь меди с легирующими элементами) по сравнению с покрытиями, полученными путем прямого восстановления ионов меди на поверхности стали.

СИНТЕЗ, РФЭС И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИКОМПОНЕНТНОГО ПИРОХЛОРА

**Паршукова К.Н.¹, Секушин Н.А.², Макеев Б.А.³, Кржижановская М.Г.⁴,
Королева А.В.⁴, Жук Н.А.¹.**

¹*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар*

²*Институт химии Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*

³*Институт геологии Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*

⁴*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

kristinaparshukova17@gmail.com

По данным РФА керамика номинального состава $\text{Bi}_2\text{Cr}_{1/6}\text{Mn}_{1/6}\text{Fe}_{1/6}\text{Co}_{1/6}\text{Ni}_{1/6}\text{Cu}_{1/6}\text{Ta}_2\text{O}_{9+\Delta}$, независимо от условий синтеза, синтезируется с примесью ортотанталата висмута. Бесприменный образец получается при дефиците атомов в висмутовой подрешетке $\text{Bi}_{2-x}\text{Cr}_{1/6}\text{Mn}_{1/6}\text{Fe}_{1/6}\text{Co}_{1/6}\text{Ni}_{1/6}\text{Cu}_{1/6}\text{Ta}_2\text{O}_{9+\Delta}$. Сложный оксид кристаллизуется в структурном типе пирохлора (пр. гр. $Fd-3m$, $a=10.48106 \text{ \AA}$).

Исследование процесса фазообразования многокомпонентного пирохлора в ходе твердофазного синтеза показало, что предшественником фазы пирохлора является ортотанталат висмута. Промежуточными фазами при синтезе являются сложные оксиды $\text{Bi}_{16}\text{CrO}_{27}$, $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$, BiTaO_4 , Bi_3TaO_7 , CoTa_2O_6 . В процессе эволюции пирохлорной фазы наблюдается немонокотное изменение параметра элементарной ячейки. Фазово-чистый пирохлор синтезируется при температуре 1000-1050 °C.

Керамика характеризуется пористой, рыхлой микроструктурой со средним размером зерна 0.5-1 мкм; пористость образца, прокаленного при 1050 °C, составляет 19 процентов. По данным РФЭС ионы переходных элементов в пирохлоре находятся преимущественно в зарядовых состояниях Cr(III), Fe(III), Mn(II), Co(II), Ni(II), Cu(II).

Диэлектрическая проницаемость и тангенс угла диэлектрических потерь $\text{Bi}_{2-1/3}\text{Cr}_{1/6}\text{Mn}_{1/6}\text{Fe}_{1/6}\text{Co}_{1/6}\text{Ni}_{1/6}\text{Cu}_{1/6}\text{Ta}_2\text{O}_{9+\Delta}$ составляют ~46 и ~0.004 при 1 МГц и 25 °C.

Предложена эквивалентная схема, удовлетворительно описывающая электрические свойства образца.

ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Ni-B

И.Е. Пермякова¹, А.А. Иванов², О.П. Черногорова³

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

²Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
inga_perm@mail.ru

В настоящее время применение лазерных технологий весьма востребовано для модификации поверхностных слоёв, создания композитных и градиентных материалов [1, 2]. Особенно это касается импульсной обработки в фемто-, пико- и наносекундных диапазонах.

Лазерная облучение эксимерным УФ-лазером ($\lambda = 248$ нм, $\tau = 20$ нс) при $f = 2$ Гц, $E = 150$ мДж, $W = 0,6$ Дж/см² в области $0 < n \leq 500$ имп перспективно с точки зрения повышения прочностных качеств АС. По результатам компьютерного моделирования температурных полей при данных параметрах лазера [3] скорости нагрева и охлаждения АС имеют порядок 10^7 - 10^{10} К/с, соответствуя лазерному термоупрочнению. Облучение поверхности при $n = 200$ обеспечивает прирост твёрдости на 8–10%, а при $n = 500$ – на 23–25% (рис. 1). Максимальное значение H_T характерно для середины радиуса зоны лазерного воздействия. Увеличение твёрдости происходит за счет упрочняющего воздействия, микро- / наноструктурирования поверхностного слоя. По данным Оже-спектроскопии поверхность АС обогащена кислородом (рис. 2), который находится в связанном состоянии в виде оксидов.

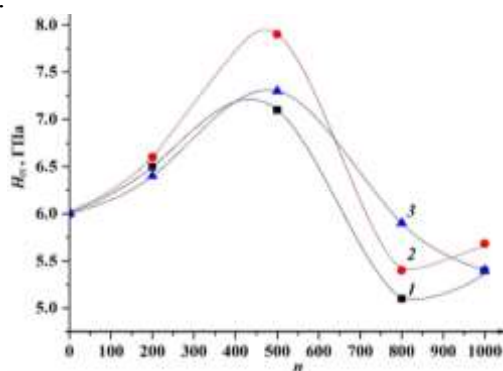


Рис. 1. Зависимость твёрдости АС от числа импульсов в различных зонах лазерного воздействия (облучение через круговую диафрагму): 1–центр; 2–середина радиуса; 3–край.

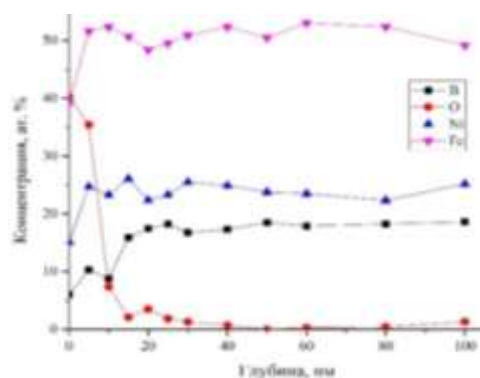


Рис. 2. Распределение химических элементов по глубине в образце АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}.

Лазерная обработка магнитомягких АС системы Fe-Ni-B может быть использована как альтернативный метод оксидирования, способствующий формированию на поверхности материала прочной тонкой оксидной пленки с высоким значением омического сопротивления. Данная технология создания резистивных слоёв позволит уменьшить потери мощности в сердечниках трансформаторах, где находят применение АС.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 "А")

Литература

1. И.Е. Пермякова Влияние лазерного излучения на структуру и свойства аморфных сплавов (ОБЗОР) // Известия РАН. Серия физическая. 2018. Т. 82. № 9. С. 1197-1206.
2. И.Н. Завестовская. Лазерное наноструктурирование поверхности материалов // Квантовая электроника. 2010. Т. 40. № 11. С.942-954.
3. И.Е. Пермякова Моделирование тепловых полей в аморфных сплавах при импульсной обработке эксимерным лазером // Известия РАН. Серия физическая. 2020. Т. 84. № 7. С. 1014-1019.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА Al-Cu-Y-Zr-Cr

Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Главатских М.В.

НИТУ «МИСис», Москва
pozdniakov@misis.ru

Новые высокотехнологичные и жаропрочные литейных и деформируемых сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Fe, дополнительно легированных магнием, марганцем, цирконием, титаном имеет некоторые недостатки. Одним из них является связывание части меди, как основного упрочнителя при старении, в нерастворимую фазу кристаллизационного происхождения с марганцем. Настоящее исследование направлено на оптимизацию составов и технологий производства новых сплавов на основе системы Al-Cu-Y за счет дополнительного легирования малой добавкой хрома. На данном этапе определено влияние 0,3Cr на структуру и свойства сплава Al-5,1Cu-1,7Y-0,3Zr.

При кристаллизации хром практически полностью входит в состав твердого раствора, а при последующей гомогенизации выделяется в виде дисперсоидов. Наличие последних обеспечивает высокую твердость сплаву после отжига при 150-250 °С прокатанных листов (рис. 1а). При этом существенного влияния на рекристаллизацию не отмечено, в процессе одночасового отжига при температурах до 350°С твердость сплавов примерно одинакова. На рис. 1б приведена зависимость для сплава близкого состава без хрома. После отжига при 150-180°С сплав с хромом имеет достаточно высокий предел текучести – 302-308 МПа (таблица 1).

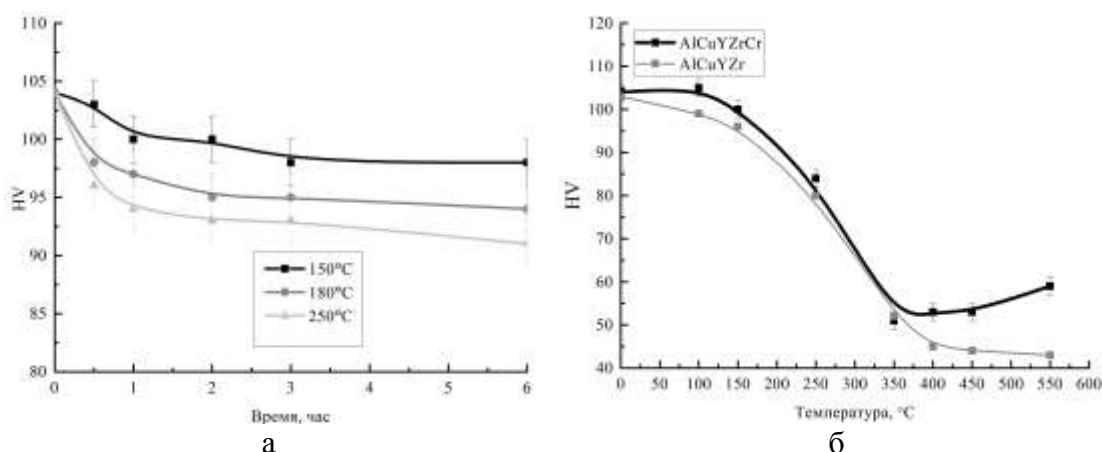


Рис. 1. Зависимости твердости от времени (а) и температуры одночасового (б) отжига после прокатки

Таблица 1 – Характеристики механических свойств на растяжение после прокатки

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Прокатанное	315±5	335±9	2±1
Отжиг 150°С, 3 часа	308±2	323±3	3,3±0,6
Отжиг 180°С, 3 часа	302±1	312±6	0,9±0,3

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 19-79-10242-П.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-4Ag-1Cu

Поленок М. В., Хафизова Э. Д.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
renaweiwei.179@mail.ru

За последнее десятилетие биоразлагаемые металлы стали перспективной альтернативой биоматериалам для имплантации. Магний, цинк, железо и сплавы на их основе привлекают всё большее внимание из-за их превосходного потенциала в качестве подходящих материалов для биоразлагаемых имплантатов. Несколько лет сплавы Zn исследуются в качестве возможных биоразлагаемых материалов из-за подходящей скорости коррозии клиническим требованиям и регулируемых механических свойств. Цинковый сплав Zn-Ag-Cu вызывает интерес за счет своих антибактериальных и антимикробных свойств. Многие исследования, проведенные на основе антибактериальных свойств Ag, подтвердили, что ионы серебра убивают бактерии, которые прилипают к поверхности имплантата, или предотвращают их прилипание к ней [1,2]. Медь также является важным микроэлементом, необходимым для развития соединительных тканей, нервных оболочек и роста костей. Кроме того, хорошо известно, что ион Cu обладает антимикробными свойствами.

Также известно, что применение равноканального углового прессования (РКУП) позволяет упрочнять металлы и сплавы за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и при правильном выборе режимов деформационной обработки коррозионные свойства могут значительно не изменяться.

В настоящей работе представлены исследования влияния деформации, полученной методом РКУП, на структуру и механические свойства сплава системы Zn-4%Ag-1%Cu. Выбор элементов обусловлен их благоприятным влиянием на механические характеристики цинка, а также их хорошей биосовместимостью [3,4]. РКУП проводили по маршруту В_С при температурах 150° и 200° С в оснастке с углом пересечения каналов 120°, 4 прохода. После РКУП эвтектика сплава с размерами от 200 нм до 1 мкм равномерно распределилась по границам сформированных равноосных зерен, размеры которых от 1,5 мкм до 4 мкм. По всему объему материала обнаружены сферические частицы, содержащие Ag, которые присутствуют после обработки во всех РКУП состояниях, и различаются только процентным соотношением.

Исследование прочностных свойств выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Гос. задания ФГБОУ ВО «УГАТУ» (соглашение №075-03-2022-318/1) молодежной НИЛ НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследование микроструктуры проводили при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ_а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов». Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УГАТУ.

Литература

1. Fordham WR, Redmond S, Westerland A. Silver as a Bactericidal Coating for Biomedical Implants // *Surf. Coat. Technol.* 2014; vol. 253, 52–57.
2. Zhang BB, Zheng YF, Liu Y. Effect of Ag on the corrosion behavior of Ti–Ag alloys in artificial saliva solutions // *Dent. Mater.* 2009; vol. 25, 672–677.
3. Simchi A, Tamjid E, Pishbin F. Recent progress in inorganic and composite coatings with bactericidal capability for orthopaedic application // *Nanomedicine Nanotechnol. Biol. Med.* 2011; vol. 7, 22–39.
4. W. Li, Y. Shen, J. Shen et al. In vitro and in vivo studies on pure Mg, Mg–1Ca and Mg–2Sr alloys processed by equal channel angular pressing // *Nano Materials Science* 2020, vol. 2, 96–108.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

**Н.А. Полехина¹, В.В. Линник¹, И.Ю. Литовченко¹,
К.В. Алмаева¹, В.М. Чернов², М.В. Леонтьева-Смирнова²**

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

²*ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара, Москва*

nadejda89tsk@yandex.ru

Малоактивируемая 12 %-ная хромистая сталь ЭК-181 ферритно-мартенситного класса в настоящее время является одним из приоритетных конструкционных материалов ТВЭЛов и внутрикорпусных устройств современных ядерных реакторов деления и синтеза. Такие материалы должны обладать, с одной стороны, высоким уровнем высокотемпературной прочности, с другой – низкой температурой вязко-хрупкого перехода для расширения рабочего температурного диапазона активной зоны реактора [1].

В настоящей работе проведено исследование механизмов разрушения и особенностей деформированной микроструктуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после перспективного режима высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). ВТМО включает в себя нагрев до $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч), горячую пластическую деформацию прокаткой в области стабильности аустенита (степень деформации $\varepsilon \approx 50\%$), закалку в воду от температуры прокатки и отпуск при $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч). ВТМО обеспечивает одновременное повышение кратковременных прочностных свойств стали и снижение температуры ее вязко-хрупкого перехода, по сравнению с традиционным режимом обработки (ТТО: закалка от $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч) + отпуск при $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$ (3 ч)) [1, 2].

Фрактографические исследования показали, что при температурах, соответствующих верхней ($50\text{--}100\text{ }^{\circ}\text{C}$) и нижней ($-186\text{ }^{\circ}\text{C}$) полке температурной зависимости ударной вязкости сталь разрушается по механизму транскристаллитного квазискола и транскристаллитного ямочного разрушения, соответственно. В промежуточной области температур разрушение происходит по смешанному механизму – на изломах обнаруживаются как элементы хрупкого (фасетки квазискола), так и вязкого (многочисленные ямки) разрушения. Температура, при которой доли вязкого и хрупкого изломов одинаковы составляет $\approx -6\text{ }^{\circ}\text{C}$ (после ТТО) и $\approx -18\text{ }^{\circ}\text{C}$ (после ВТМО). Эти значения близки к температурам вязко-хрупкого перехода ($T_{\text{хв}}$), определяемых при ударных испытаниях [2].

В температурной области вязко-хрупкого перехода на изломах горячекатаных образцов после ВТМО наблюдаются расщепления в плоскостях, параллельных плоскости прокатки. Их возникновение потребляет много энергии и имеет тенденцию к усилению рассеяния энергии удара. Кроме того, удлиненная ультра-мелкозернистая микроструктура, сформированная в результате горячей прокатки и последующего отпуска в режиме ВТМО, также оказывается эффективной для повышения, относительно ТТО, ударной вязкости стали ЭК-181.

Электронно-микроскопические исследования микроструктуры стали в области излома образцов, разрушенных в ходе ударных испытаний, показали, что температура деформации оказывает существенное влияние на тип формирующейся дислокационной субструктуры.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00231, <https://rscf.ru/project/21-79-00231/>.

Литература

1. Н.А. Полехина, К.В. Алмаева, И.Ю. Литовченко, и др. // Вопросы Атомной Науки и Техники, Серия Термоядерный синтез. 2019. Т. 42. Вып. 4. С. 31-38.
2. Н.А. Полехина, В.В. Линник, К.В. Алмаева, и др. // Известия ВУЗов. Физика. 2021. Т. 64. № 12. С. 49-55.

О ВЗАИМОСВЯЗИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МЛ10

**А.В. Полунин, А.О. Черетаева, А.Г. Денисова, М.Р. Шафеев,
Е.Д. Боргардт, А.В. Кацман, М.М. Криштал**

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти
anpol86@gmail.com*

Одной из высокоэффективных и динамично развивающихся технологий инженерии поверхности цветных сплавов является микродуговое (плазменно-электролитическое) оксидирование (МДО или ПЭО) [1]. Опыт МДО магниевых сплавов показывает, что зачастую незначительное изменение параметров процесса или компонентного состава электролита приводит к непрогнозируемым изменениям свойств формируемых оксидных слоев [2]. Поэтому большинство исследователей пытаются найти и объяснить взаимосвязи между технологическими параметрами МДО (плотностью тока, частотой, скважностью и др.) и конечными характеристиками оксидного слоя. В то же время взаимосвязи свойств оксидных слоёв с микроструктурой и их количественным фазовым составом практически не изучены, хотя в некоторых работах показано, что, например, размер кристаллитов и доля рентгеноаморфной фазы [3] или остаточные микронапряжения [4] являются определяющими. Поэтому выявление и объяснение таких взаимосвязей является актуальной задачей.

Целью данной работы было выявление и объяснение взаимосвязей характеристик фазового состава и микроструктуры со свойствами оксидных слоев.

Оксидные слои получали методом МДО на магниевом сплаве МЛ10 (Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.9Zr) в щелочно-фосфатно-фторидно-алюминатном электролите. Исследовали микро- и макроструктуру (SEM, CLSM, XRD), фазовый состав (XRD), твёрдость и адгезионно-когезионные свойства полученных оксидных слоёв. Антикоррозионные свойства оценивали методами потенциодинамической поляризации (PDP) и импедансной спектроскопии (EIS) в водном растворе 3,5 масс. % NaCl.

Установлено, что все оксидные слои состоят из кристаллитов с размерами 20–100 нм (по Вильямсону-Холлу), а остаточные микродеформации (микронапряжения по Стоксу-Вильсону) составляют 0,2–1,2%. Однако не обнаружено корреляции твердости и адгезионной прочности с характеристиками микроструктуры. Не выявлено взаимосвязи свойств оксидных слоев с их количественным фазовым составом: средняя микротвердость $HV_{0.02}$ и удельная нагрузка «продира» L_{c2} (по ASTM C1624-22) составляют 400–1100 МПа и 0,3–1,5 Н/мкм соответственно и не зависят от доли фаз MgO, $MgAl_2O_4$, Mg_2PO_4F или кристалличности слоя. Антикоррозионные свойства оксидных слоев не коррелируют с содержанием растворимой фазы MgO в слое.

Обнаружено, что ключевое влияние на механические и антикоррозионные свойства оксидных слоев оказывает сквозная пористость, которая определяется морфологией микропоровых каналов оксидного слоя. Соответственно, выявление характеристик микропоровых каналов (плотности, диаметра либо соотношения диаметр/длина или иных), влияющих на свойства оксидных слоев, а также способов управления ими является задачей планируемых исследований.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

Литература

1. S. Sikdar [et al.] // *Nanomaterials*. 2021. 11(6). 1375.
2. Fattah-alhosseini, R. Chaharmahali, K. Babaei // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020. 8 (3). P. 799–818.
3. J.A. Curran, T.W. Clyne // *Surface and Coatings Technology*. 2005. 199 (2-3). P.177–183.
4. Gu Y.H. [et al.] // *Surface Engineering*. 2012. 28 (7). P. 498–502.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

П.В. Полякова¹, Ю.А. Баимова²

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

polina.polyakowa@yandex.ru

Углеродные структуры в последние годы являются одним из главных объектов исследований, поскольку обладают уникальными механическими характеристиками, являются сверхлегкими материалами, имеют хорошие проводящие свойства, в результате чего могут быть использованы в различных областях промышленности. Одним из таких материалов является скомканный графен, который представляет собой трехмерную структуру, состоящую из смятых графеновых чешуек, связанных между собой силами Ван-дер-Ваальса. В настоящей работе методом молекулярной динамики исследовано влияние морфологии скомканного графена на его механические свойства, в частности определен предел прочности и модуль Юнга.

В качестве начальных структур выбран скомканный графен двух морфологий: монодисперсная – чешуйки одинакового размера и формы; полидисперсная – графеновые чешуйки разных размеров и форм. Единичным структурным элементом для монодисперсного скомканного графена является графеновая чешуйка, состоящая из 252 атомов углерода, вырезанная из углеродной нанотрубки диаметром около 1 нм. Эти чешуйки объединяются в начальную структуру с помощью самодельной программы, которая позволяет случайным образом вращать единичный элемент и повторять вдоль осей x , y и z нужное количество раз. Для получения структуры близкой к реальной форме чешуек образец выдерживается при комнатной температуре в течение 100 пс.

Для полидисперсной структуры единичный элемент значительно сложнее: выбраны шесть различных чешуек, количество атомов в одной чешуйке графена составляет от 80 до 500, в среднем 228 атомов. Подобные чешуйки получают из плоского графена путем приложения различного напряжения [1]. Далее для обеих структур применяется гидростатическое сжатие ($\epsilon_{xx} = \epsilon_{yy} = \epsilon_{zz} = \epsilon$) при 300 К.

Все расчеты проводятся с использованием программного пакета LAMMPS и межатомного потенциала AIREBO [2]. В системе поддерживалось постоянство температуры 300 К с помощью термостата Носе-Хувера. Периодические граничные условия применяются во всех направлениях. Для исследования механических свойств рассматриваемых структур проводится одноосное растяжение вдоль осей x , y и z с постоянной скоростью деформации $0,005 \text{ пс}^{-1}$.

Показано, что монодисперсная структура имеет почти в два раза большую критическую деформацию и предел прочности, что связано с тем, что в процессе гидростатического сжатия все чешуйки объединились в более однородную структуру, а одинаковая форма чешуек позволила получить гораздо больше sp^3 -связей на краях. Однако, полидисперсная структура скомканного графена более изотропная, что также является важным преимуществом [3].

Литература

1. J.A Baimova, S.V. Dmitriev, K. Zhou, A.V. Savin // *Physical Review B*. 2012. V. 86. P. 035427.
2. S.J. Stuart, A.B. Tutein, J.A. Harrison // *Journal of Chemical Physics*. 2000. V. 112, P. 6472-6486.
3. J.A. Baimova, P V. Polyakova, S.A. Shcherbinin // *Fibers*. 2021. V. 9. P. 85.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННОГО ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Ю.А. Пухачева¹, П.В. Полякова², Ю.А. Баймова²

¹Баширский государственный университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
coldday87@gmail.com

В последние годы актуальной темой исследований являются *in-situ* композиты, представляющие собой новый класс материалов, в которых формирование прочных интерметаллидных фаз происходит уже на стадии обработки. Подобные материалы значительно превосходят традиционные по своим механическим характеристикам, что в результате делает их перспективными материалами для применения в различных областях промышленности. Данная работа основана на проведенном ранее эксперименте [1, 2], где композит Al-Cu был получен при кручении под квазигидростатическим давлением. В связи с этим целью настоящей работы является изучение методом молекулярной динамики процесса взаимной диффузии атомов алюминия (Al) и меди (Cu) под действием деформационной обработки. В качестве деформационной обработки выбрано одноосное сжатие, перпендикулярное границе перемешивания атомов, в комбинации с деформацией сдвига в плоскости границы. Для исследования механических свойств полученной композитной структуры проводится одноосное растяжение перпендикулярно границе перемешивания атомов после комбинированного сжатия до разных степеней деформации $\varepsilon_{zz} = 0,042$, $\varepsilon_{zz} = 0,01$, $\varepsilon_{zz} = 0,16$. Моделирование осуществляется с помощью программного пакета LAMMPS и межатомного потенциала EAM [3].

Начальная структура – это кубический образец, содержащий 76 404 атомов, где верхний блок медь, а нижний блок алюминий, с параметрами решетки $a_{Cu} = 3,6074 \text{ \AA}$, $a_{Al} = 4,05 \text{ \AA}$. Размеры структуры: $L_x = L_y = L_z \approx 100 \text{ \AA}$. Периодические граничные условия применяются во всех направлениях. Постоянство температуры (300 K) в системе обеспечивает термостат Носе-Хувера.

Установлено, что одноосное сжатие, комбинированное с деформацией сдвига, является эффективным способом получения композитной структуры. Деформация сдвига играет ключевую роль и значительно ускоряет перемешивание атомов [5]. Показано, что количество атомов Cu, диффундирующих в матрицу Al, превышает количество атомов Al, диффундирующих в матрицу Cu, что можно объяснить разницей их атомных радиусов ($r_{Al} = 0,143 \text{ нм}$, $r_{Cu} = 0,128 \text{ нм}$) и масс ($m_{Al} = 26,98 \text{ г/моль}$, $m_{Cu} = 63,546 \text{ г/моль}$). Показано, что комбинированное сжатие до $\varepsilon_{zz} = 0,042$ является недостаточным для получения композитной структуры, поскольку при испытании на растяжение образование поры происходит на границе перемешивания атомов Al и Cu. Однако, при растяжении структур, полученных после комбинированного сжатия до степеней деформации $\varepsilon_{zz} = 0,1$ и $\varepsilon_{zz} = 0,16$ образование поры наблюдается в алюминиевой части композита, из чего можно сделать вывод, что граница перемешивания Al и Cu в этих структурах прочнее, чем участки чистого металла.

Литература

1. Danilenko, V.N., Sergeev, S.N., Baimova, J.A., Korznikova, G.F., Nazarov, K.S., Khisamov, R.K., Glezer, A.M., Mulyukov, R.R. // Materials Letters, 2019, V. 236, P. 51–55.
2. Danilenko, V.N., Khisamov, R.Kh., Nazarov, K.S., Sergeyev, S.N., Khalikova, G.R., Kabirov, R.R. // AIP Conference Proceedings, 2018, V. 2053, P. 030-028.
3. Apostol, F., Mishin, Y. // Physical Review, 2011, V. 83, P. 054116.
4. Polyakova, P.V., Nazarov, K.S., Khisamov, R.K., Baimova, J.A. // Journal of Physics: Conference Series, 2020, V. 1435(1), P. 012065.
5. Polyakova, P.V., Pukhacheva, J.A., Shcherbinin, S.A., Baimova, J.A., Mulyukov, R.R. // Applied Science, 2021, V.11, P. 6801.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГРАФЕНА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

В.В. Пучкина

Бакирский госуларственный университет, Уфа
vera_puchkina01@mail.ru

За последние несколько десятилетий графену уделялось значительное внимание в областях, связанных не только с материаловедением, но и биологией, и медициной. Графен – это первый синтетический двумерный материал, образованный из одного слоя атомов углерода, обладающий уникальной структурой и превосходными физико-химическими свойствами [1].

В данной работе методом молекулярной динамики исследуется деформационное поведение графена при одноосном растяжении. Расчетная ячейка размером 103х74 Å содержала 3100 атомов, взаимодействие между которыми задавалось потенциалом *aiRebo*. Растяжение проводилось в направлениях «кресло» и «зигзаг» при температурах 0 К, 300 К и 1000 К.

По результатам моделирования установлено, что предел прочности σ_s и предельная деформация $\varepsilon_{кр}$ существенно зависят от температуры и направления растяжения (рис.1). Показано, что при растяжении вдоль направления «зигзаг» графен оказывается более прочным, чем при растяжении вдоль направления «кресло». При этом σ_s для направления «кресло» резко падает с повышением температуры, в отличие направления «зигзаг». Установленное различие механических свойств объясняется разными механизмами деформации, возникающими в процессе растяжения вдоль направления «кресло» и «зигзаг».

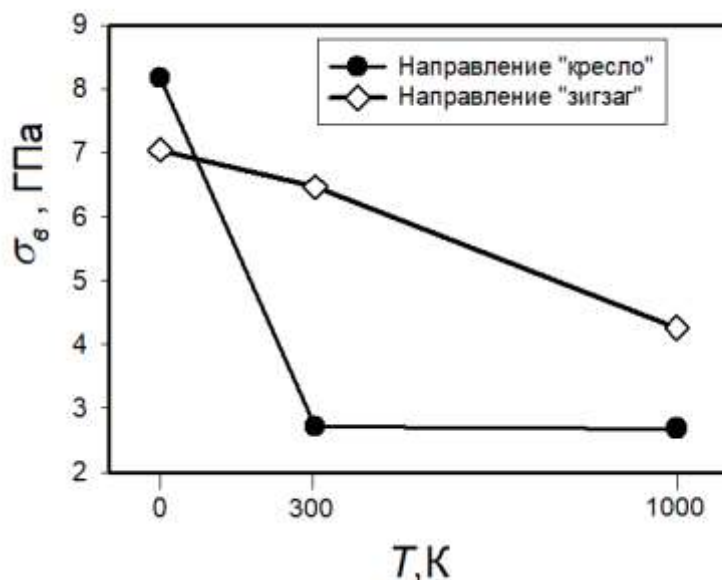


Рис. 1. Зависимость предела прочности от температуры растяжения

Литература

1. Ю.А. Баимова, Р.Р. Мулюков. Графен, нанотрубки и другие углеродные наноструктуры. М.: РАН, 2018. 212 с.

АСИММЕТРИЧНАЯ ПРОКАТКА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ

Рааб А.Г.¹, Пустовойтов Д.О.² Ценев Н.К.³ Песин А.М.²

¹*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

²*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск*

³*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
agraab@mail.ru*

На сегодняшний день интерес к использованию слоистых композитов в различных отраслях промышленности возрастает и имеет большой научно-технический интерес. В отличие от однослойных, композитные материалы имеют более широкие функциональные свойства, повышенные коррозионно-стойкие и технологические характеристики, которые могут быть использованы для производства нового класса деталей в различных отраслях промышленности. Как правило, металлический композит может состоять из двух и более слоев разнородных или однородных металлов и сплавов. Особый интерес вызывают композиты, демонстрирующие повышенные характеристики удельной прочности и сопротивления коррозии. Наиболее востребованы листовые композиты для выпуска массовых видов продукции (автомобилестроение, авиа и судостроение, ЖД транспорт и др).

В данной работе объектом исследования служил многослойный сталь-алюминиевый композит на базе сплавов Д16/АМГ6/12Х18Н10Т. Получение монолитных листовых композитов проводили методом асимметричной прокатки, которая позволяет локализовать высокие сдвиговые деформации в областях твердофазного соединения сплавов. Моделирование особенностей формирования сталь-алюминиевых композитов проводили с использованием численных методов с привлечением программ DEFORM 2D/3D и QFORM 2D/3D. При моделировании исследовали фактор асимметрии в диапазоне коэффициентов разности скоростей рабочих валков ($V1/V2 = 1...5$). Это помогло определить необходимые границы области, обеспечивающие одновременное повышение прочности и технологической пластичности. В лабораторных условиях был проведен физический эксперимент по получению композита сталь-алюминий при скорости вращения рабочих валков ($V1/V2 = 1...5$). Для проведения эксперимента использовался прокатный стан 400, на базе Лаборатории градиентных материалов им. А.П. Жилиева (МГТУ им. Г.И. Носова.). Толщина исходных заготовок составляла 3 мм для алюминиевых сплавов и 0.5 мм нержавеющей стали. Температура прокатки 20°C и 380°C.

Экспериментальное исследование процесса асимметричной прокатки композита сталь-алюминий АМГ6/12Х18Н10Т показал, что при теплой асимметричной прокатке наблюдается значительное повышение технологической пластичности и снижение усилия прокатки (по сравнению с классической прокаткой). Холодная асимметричная прокатка композита сталь-алюминий, при разности скоростей валков $V1/V2$ 1:5 характеризуется непрямолинейным движением пакета (композита) в очаге деформации и разрушением образца. Приведенные исследования показывают преимущества асимметричной прокатки при получении сталь-алюминиевых композитов.

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (Договор № 075-15-2019-869 от 12 мая 2019 г.).

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg

И. А. Рамазанов, Е.В. Бобрук, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
ilnar.ramazanov@ya.ru

В последние два десятилетия большой интерес вызывает подход изменения свойств металлических материалов за счет получения в них ультрамелкозернистых (УМЗ) или наноструктурного (НС) состояния, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. В недавних работах было отмечено, что алюминиевые сплавы в таком состоянии могут проявлять признаки сверхпластического поведения при необычно низких температурах деформации [2-5].

Проведение СП деформации при пониженной температуре позволяет сохранить стабильность УМЗ/НС микроструктуры и механических свойств за счет создания особого состояния границ зерен и реализации дислокационного и дисперсионного механизмов упрочнения [2-5]. Установленные особенности сверхпластического поведения сплавов на основе алюминия в УМЗ/НС состояниях дают новые возможности для создания перспективных легких материалов конструкционного назначения.

В данной работе на примере промышленного сплава 2024 системы Al-Cu-Mg-Mn была показана возможность достижения рекордного уровня прочности 875 МПа за счет формирования однородной УМЗ структуры с размером зерен около 200 нм и наноструктурными выделениями второй фазы.

Было установлено, что формирование такой структуры в результате обработки ИПД кручением обеспечивает в них признаки сверхпластического поведения при весьма низких температурах.

Испытания на растяжение проводились при температурах 190, 240 и 270°C в диапазоне скоростей деформации $10^{-4} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ в центре коллективного пользования «Нанотех» ЕИК УГАТУ на испытательной машине Instron 5982.

По результатам механических испытаний на растяжение установлено, что высокие значения удлинений 275% достигаются уже при температуре 240°C, при температуре – 270°C и скорости $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и 10^{-3} с^{-1} получены максимальные значения 360% и 390%, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках проекта №13.2251.21.0137 (соглашение о предоставлении гранта №075-15-2022-266 от 19.04.2022г.).

Литература

1. Valiev, R.Z.; Korznikov, A.V.; Mulyukov, R.R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation. Mater. Sci. Eng. A. 1993, 186, 141-148.
2. Edalati, K.; Horita, Z.; Valiev, R.Z. Transition from poor ductility to roomtemperature superplasticity in a nanostructured aluminum alloy. Sci. Rep. 2018, 8, 6740. <https://doi.org/10.1038/s41598-018-25140-1>.
3. Bobruk, E.V.; Murashkin, M.Yu.; Kazykhanov, V.U.; Valiev, R.Z. Superplastic behaviour at lower temperatures of high-strength ultrafine-grained Al alloy 7475. Adv. Eng. Mater. 2019, 21. <https://doi.org/10.1002/adem.201800094>.
4. Bobruk, E.V.; Murashkin, M.Yu.; Lomakin, I.V.; Kazykhanov, V.U.; Valiev R.Z. Low temperature superplasticity of high-strength ultrafine-grained Al 7050 alloy. IOP Conf. Series: Mater. Sci. Eng. A. 2019, 461, 012090.
5. Bobruk, E.V.; Sauvage, X.; Enikeev, N.A.; Valiev R.Z. Influence of fine scale features on room temperature superplastic behaviour of an ultrafine-grained Al-30Zn alloy. Materials Letters. 2019, 254, 329-331. [10.1016/j.matlet.2019.07.097](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.07.097).

ПОДБОР ПАРАМЕТРОВ ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СИСТЕМЫ Al/ГРАФЕН

Е.А. Рожнова¹, Л.Р. Сафина², Ю.А. Баимова^{1,2}

¹Башкирский государственный университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
rozhnova.elizavetaa@mail.ru

Углерод и различные структурные модификации на его основе активно изучаются последние несколько десятилетий. Большой интерес вызывают, например, новые композитные материалы на основе графена и наночастиц металлов. Целью данной работы является изучение применимости потенциала Морзе для моделирования взаимодействия в системе Al/графен на примере взаимодействия наночастиц Al и скомканного графена.

Для анализа влияния и выбора параметров потенциала Морзе, структура скомканного графена, заполненная наночастицами Al, выдерживается при комнатной температуре 300 К. Моделирование проводится с использованием пакета LAMMPS со встроенным потенциалом AIREBO. Для описания взаимодействия атомов Al-Al и Al-C используется потенциал Морзе с параметрами, полученными методом *ab-initio*. Параметры для потенциала Морзе Al-C выбраны для сравнения из двух источников: [1] ($D = 0,469$ эВ, $r_e = 1.738$ Å и $\beta = 2.243$ 1/Å) и [2] ($D = 0.196$ эВ, $r_e = 4.017$ Å и $\beta = 3.450$ 1/Å). Для описания взаимодействия атомов Al-Al используются параметры $D_e = 0.2703$ эВ, $r_e = 1.1646$ Å и $\beta = 3.253$ 1/Å [3].

На рис. 1 представлена структура скомканного графена с наночастицами Al после выдержки при 300 К. Использование набора параметров [1] приводит к тому, что между чешуйками графена и наночастицами Al происходит сильное взаимодействие: наночастицы Al прикрепляются к чешуйкам графена (см. рис. 1а). Использование параметров из работы [2] дает кардинально иной результат (см. рис. 1б): наночастицы Al и чешуйки графена слабо взаимодействуют друг с другом. Анализ литературы показывает, что результаты, полученные с помощью параметров из работы [2], гораздо реалистичнее описывают поведение структуры Al/графен, поскольку экспериментальные данные свидетельствуют о том, что наночастицы Al имеют малую энергию связи с графеном.

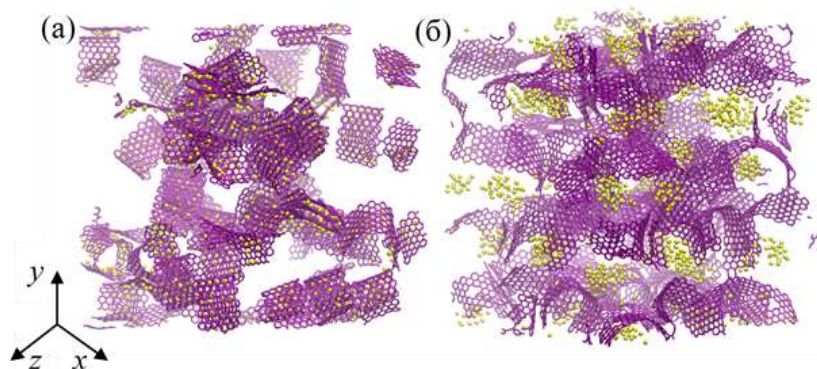


Рис.1. Структура скомканного графена с наночастицами алюминия после выдержки при 300 К, полученная с использованием набора параметров из работ [1] (а) и [2] (б)

Литература

1. Q. Caihao, S. Yishi, Y. Jingyu, et all. // Compos. B: Eng. 2021. V. 220. P. 108996
2. K. P. Katin, S. Kaya, M. M. Maslov // Lett. Mater. 2022. V. 12 (2). Pp. 148-152.
3. L. A. Girifalco, V. G. Weizer // Phys. Rev.1959. V. 114 (3). P. 687.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ПОЛЫХ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

**О.А. Руденко¹, А.А. Круглов¹, Р.Р. Мулюков¹
В.Р. Ганиева², О.П. Тулупова², Ф.У. Еникеев²**

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
mr.roa@mail.ru

Комбинация методов сверхпластической формовки (СПФ) и диффузионной сварки (ДС) позволяет получать полые гофрированные конструкции, обладающие высокой удельной прочностью. Поскольку они применяются в аэрокосмической технике, и вопрос их качества всегда актуален. Одной из проблем изготовления таких конструкций является образование наружных складок.

С помощью компьютерного моделирования установлено, как складкообразование связано с геометрическими параметрами конструкции: толщиной листов обшивки и листа наполнителя, углом наклона ребер жесткости, а также с технологическим параметром: временем выдержки под давлением. Следует отметить важность данного параметра. Процесс формообразования гофрированной конструкции имеет две характерные стадии, отличающиеся механическим поведением материала [1]. На первой стадии лист наполнителя деформируется в условиях сверхпластичности, образуя ребра жесткости, но листы обшивки деформируются неравномерно и полного контакта с матрицей не наступает. На второй стадии происходит разглаживание листов обшивки уже в условиях ползучести материала при постоянном давлении. Понятно, что если обшивку разгладить не полностью, то останутся наружные складки, а этот процесс как раз контролируется временем выдержки.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке в среде программного комплекса ANSYS10.0(ED). Использовали вариант постановки краевой задачи теории ползучести с использованием модели Нортон, подробно описанный в [2].

Рассматривали конструкции с углом ребер жесткости равным 55°, 60°, 65° и 70°. Отношение толщин листов обшивки и наполнителя составляло 1,5:1 и 2:1. Расчеты выполняли для конструкций из титанового сплава ВТ6.

Показано, что складкообразование зависит как от толщины листов, так и от угла наклона ребер жесткости. При этом время выдержки также играет немаловажную роль. В работе [3] установлено, что при отношении толщин листов обшивки и наполнителя 1:1 критический угол наклона ребер жесткости равен 50°. Критическое значение угла наклона ребер жесткости зависит от отношения толщин листов обшивки и наполнителя, а также от времени выдержки под давлением. Следует отметить, что зависимость рассматриваемых параметров носит нелинейный характер. Так, при изменении отношения толщин с 1:1 до 1,5:1, значение критического угла возрастает от 50° до 55° соответственно, то при отношении толщин с 2:1 критический угол равен уже 70°. При этом время выдержки должно быть не менее 7200 с.

Увеличение угла наклона повышает жесткость гофрированной конструкции, но приводит к образованию складок, увеличение толщины наружных листов препятствует складкообразованию, но увеличивает вес конструкции. В этой связи, выбор геометрических параметров должен быть оптимизирован и выполняться с помощью моделирования.

Литература

1. A.A. Kruglov, A.F. Karimova, F.U. Enikeev // Letters on Materials 2018. 8(2). P. 174-177.
2. F.U. Enikeev // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2008. 49(1). P. 34-41.
3. A.A. Kruglov, O.A. Rudenko, R.R. Mulyukov et al. // Letters on Materials. 2019. 9(4). P. 433-435.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЫ ПЕРЕХОДА ОТ АМОРФНОЙ МОРФОЛОГИИ К ГЦК ФАЗЕ ДЛЯ НАНОКЛАСТЕРОВ СЕРЕБРА

Д. А. Рыжкова, Ю. Я. Гафнер

Хакасский государственный университет, Абакан
bashkova.daria@yandex.ru

Целью данной работы является исследование нанокластеров (НК) Ag с начальной аморфной морфологией с целью определения размерной границы термически индуцированного перехода к ГЦК фазе, характерной для объемного серебра. Данные для анализа были получены в ходе компьютерного моделирования методом молекулярной динамики с использованием потенциала сильной связи. Подробнее методика эксперимента изложена в [1]. Диаметр частиц варьировался от 3.0 до 7.0 нм. Полученные данные (рис. 1) сравнивались с результатами предыдущих исследований для НК Ag размерами до 2.0 нм [1].

Анализируя результаты моделирования эволюции НК Ag можно обозначить ряд тенденций: снижение вероятности возникновения декаэдрических (Dh) конфигураций и одновременный, ожидаемый, рост доли ГЦК/ГПУ структур при увеличении размеров НК, а также – пик икосаэдрической (Ih) морфологии для НК диаметром около 3.8 нм. Говоря о ГЦК структуре, следует сказать, что для всего ансамбля моделируемых частиц ее получение в «чистом» виде затруднено. Как правило, имеют место комбинации в форме слоистых структур или двойникования разной степени дефектности, однако ГЦК фаза в той или иной степени преобладает над остальными. Для НК Ag с диаметром $d \approx 3.0$ нм наблюдается конкурирование между Ih и Dh структурами, что продолжает тенденцию, определенную для частиц с $d < 2.0$ нм [1]. Здесь же впервые возникает смешенная ГЦК/ГПУ структура. Для НК с $d \approx 3.8$ нм характерен резкий скачок доли Ih конфигураций, что, на наш взгляд, можно объяснить влиянием соответствующего «магического» числа. При $d \approx 4.8$ нм наблюдается конкурирование Dh и ГЦК/ГПУ конфигураций с последующим увеличением доли последней при росте размера частиц. При этом Dh НК (например, при $d \approx 6.0$) имеют относительно «правильное» строение, а ГЦК/ГПУ – характеризуются различной степенью дефектности. В качестве искомой размерной границы, когда НК Ag изменяют начальное аморфное строение на структуру свойственную объемному серебру, можно определить диаметр частиц около 7.0 нм.

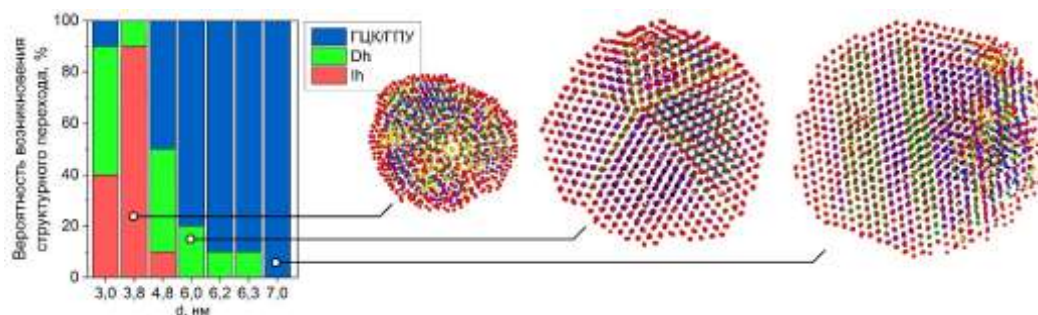


Рис. 1. Нормированная гистограмма вероятности возникновения структурного перехода для НК Ag с примерами получаемых структурных модификаций (при $T = 600$ K).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20018, <https://rscf.ru/project/22-29-20018/> при паритетной финансовой поддержке Правительства Республики Хакасия.

Литература

1. Д. А. Рыжкова, С. Л. Гафнер, Ю. Я. Гафнер // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021. Т. 18. № 1. С. 17-23.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ $\text{Bi}_{2-x}\text{Cr}_{1/6}\text{Mn}_{1/6}\text{Fe}_{1/6}\text{Co}_{1/6}\text{Ni}_{1/6}\text{Cu}_{1/6}\text{Ta}_2\text{O}_{9+\Delta}$ СО СТРУКТУРОЙ ПИРОХЛОРА

Е.П. Рыльченко¹, Б.А. Макеев², Д.М. Сивков³, Р.И. Королев¹, Н.А. Жук¹

¹*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар*

²*Институт геологии Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*

³*Институт физики и математики Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*
r12elena81@gmail.com

Неослабевающий интерес к висмутсодержащим синтетическим пирохлорам обусловлен обнаружением у них практически полезных свойств, востребованных при разработке многослойных керамических конденсаторов, электронных устройств и фильтров для СВЧ-диапазона. Кроме отличных диэлектрических свойств (низкие диэлектрические потери и высокая диэлектрическая проницаемость, настраиваемый температурный коэффициент емкости) пирохлоры проявляют каталитические свойства в УФ и видимом диапазоне спектра. Практически все висмутсодержащие пирохлоры проявляют диэлектрическую релаксацию, для них характерно состояние спинового стекла при низких температурах. Полезным дополнением является относительно низкая температура синтеза и термическая стабильность висмутовых пирохлоров.

Толерантность кристаллической структуры пирохлора к замещениям катионов обеих подрешеток и кислородным вакансиям позволяет значительно варьировать химический состав пирохлоров и регулировать его функциональные свойства. В настоящее время активно изучаются пирохлоры на основе танталата висмута благодаря их перспективным диэлектрическим свойствам. Особенностью таких пирохлоров является незаполненная подрешетка висмута благодаря $6s^2$ электронной паре и способность ионов переходных элементов (Cu, Mn, Co) одновременно размещаться в катионных подрешетках висмута ($\text{A}_2\text{O}'$) и тантала (B_2O_6).

В представленной работе мы показали возможность синтеза многокомпонентных составов на основе танталата висмута со структурой пирохлора. Исследование процесса фазообразования многокомпонентного пирохлора (650-1050 °C) в ходе твердофазного синтеза показало, что прекурсором пирохлорной фазы является ортотанталат висмута. Среди использованных оксидных прекурсоров оксиды кобальта и никеля взаимодействуют при повышенных температурах (850-900 °C). Промежуточными фазами при синтезе являются сложные оксиды $\text{Bi}_{16}\text{CrO}_{27}$, $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$, BiTaO_4 , Bi_3TaO_7 , CoTa_2O_6 . Во всем исследованном интервале температур максимальное значение константы ячейки характерно для нестехиометрического пирохлора, синтезированного при 650 °C. Псевдоорторомбическая модификация пирохлора не обнаружена. Фазово-чистый пирохлор синтезируется при температуре 1000-1050 °C.

Керамика характеризуется пористой, рыхлой микроструктурой со средним размером зерна 0.5-1 мкм; пористость образца, прокаленного при 1050 °C, составляет 19 процентов. Подобные мультикомпонентные пирохлоры могут быть перспективны в качестве диэлектрических материалов и катализаторов, элементов солнечных батарей.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-Cu-3Ag

А.И Салихов, Э.Д. Хафизова

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
arthur_salikhov@bk.ru

Применение цинковых сплавов в качестве конструкционных материалов вызывает большой интерес в мировой науке за счет их малой себестоимости, устойчивости к коррозии, а также хороших литейных качеств. Перспективность материалов на основе цинка стала началом исследований разных систем с различным содержанием примесей [1-2]. Также известно, что эффективным путем повышения прочностных характеристик является метод интенсивной пластической деформации (ИПД) [3], позволяющий получать объемные материалы с равноосной ультрамелкозернистой структурой с преимущественно высокоугловыми границами зерен, формирующейся за счет простой сдвиговой деформации. Одним из наиболее распространенных методов является равноканальное угловое прессование (РКУП), где заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковым поперечным сечением [4].

Поэтому целью настоящей работы является установление взаимосвязи между микроструктурными особенностями и прочностными характеристиками после интенсивной пластической деформации цинкового сплава Zn-Cu-3Ag. В работе были исследованы несколько состояний сплава Zn-Cu-3Ag: отлитый и подверженный в дальнейшем гомогенизационному отжигу при температуре 300⁰ и закалки в воду; образец после прокатки при температуре 200⁰С и РКУП при температуре 150-200⁰ и углом 120⁰, 4 прохода по маршруту Вс.

Механические свойства определяли методами измерения микротвердости на микротвердомере EMCO-Test DuraJet 10 и статического растяжения малых образцов на электромеханической измерительной системе Instron 5982. Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490L.

Прокатка цинкового сплава привела к увеличению значения микротвердости на 10 % и достигла 87,26 HV_{0,2}. Образцы после РКУП при 150 °С и 200⁰С имели значение микротвердости ниже - 76 HV_{0,2}, чем после термической обработки и прокатки.

Статические растяжения образцов сплава Zn-Cu-3Ag показали максимальные значения после прокатки и последующего РКУП при 150⁰С, где предел прочности достиг 192 МПа, а относительное удлинение – 25%. Сплав Zn-Cu-3Ag в исходном состоянии и после термической обработки очень хрупкий, а деформация приводит к увеличению пластичности материала. В работе на основании анализа свойств при растяжении, микротвердости и микроструктуры рассмотрены изменения основных механизмов деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке научной школы НШ-4320.2022.1.2. Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УГАТУ.

Литература

1. Казаков Б.И. Металл из Атлантиды. (О цинке). М.: Металлургия, 1984. 128 с.
2. Wiktor Bednarczyk, Maria Wątroba, Jakub Kawalko, Piotr Bała. Can zinc alloys be strengthened by grain refinement? A critical evaluation of the processing of low-alloyed binary zinc alloys using ECAP//Science Direct. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.117>
3. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.ИКЦ «Академкнига». 2007. 398 с.
4. R.Z.Valiev [et al.]. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation// 2006. 33-39 с.

ХАРАКТЕРИСТИКИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННО-СВАРНОГО СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ VT20

А.А. Саркеева, А.А. Круглов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
aigul-05@mail.ru

Применение титана и его сплавов в различных отраслях техники во многом обусловлено его комплексом полезных свойств [1]. Повышение характеристик сопротивления динамическому разрушению возможно реализовать путем изготовления материалов в виде слоистой композиции. Согласно литературным данным, повышение сопротивления ударному нагружению слоистых материалов (СМ) происходит как за счет внутренних, так и внешних механизмов [2]. Причем последние играют решающую роль для материалов, состоящих из гомогенных пластин. Безусловно, поведение слоистых композиций, в зависимости от материала и метода изготовления, будет отличным друг от друга. Ранее механическое поведение при ударном нагружении слоистого материала, полученного диффузионной сваркой (ДС), было изучено на примере двухфазного титанового сплава VT6 [3-5]. Учитывая многообразие титановых сплавов, представляет научный и практический интерес поведение слоистых материалов и их сплавов с другим фазовым составом. Поэтому данная работа направлена на определение характеристик ударного разрушения диффузионно-сварного слоистого материала на основе псевдо α -сплава VT20.

Для изготовления СМ были использованы промышленные листы псевдо α -титанового сплава VT20 толщиной ~0,85 мм. Листовые заготовки при сборке в пакет укладывали друг относительно друга так, что направление прокатки в них совпадало. ДС проводили при температуре 950 °С.

Для проведения испытаний на ударный изгиб использовали стандартные образцы с размерами 10×10×55 мм³ с расположением U-образного надреза относительно поверхностей соединения так, чтобы трещина распространялась одновременно через все слои. Данные образцы были вырезаны из слоистого материала в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Механические испытания проводили при комнатной температуре на копке Instron CEAST 9350 с записью диаграмм ударного нагружения, микроструктурные исследования - на растровом электронном микроскопе Tescan Mira.

В результате металлографического анализа поры в зоне соединения не обнаружены, причем последние сами явно не выявляются. Результаты испытаний показали, что слоистый материал характеризуется анизотропией ударной вязкости. Образцы, вырезанные в поперечном направлении, имеют более высокие показатели, чем образцы, вырезанные в продольном направлении. Количественная оценка характеристик ударного разрушения показала, что работа распространения трещины превышает работу ее зарождения. Стоит отметить, что работа распространения трещины в поперечных образцах существенно выше, чем в продольных, а работа зарождения практически одинакова.

Литература

1. C. Leyens, M. Peters. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications, Weinheim: Wiley-VCH. 2003. 532 p.
2. C.M. Cepeda-Jiménez, J.M. Garcia-Infanta, M. Pozuelo, O.A Ruano, F. Carreno // Scripta Mater. 2009. Vol. 61. P. 407-410.
3. А.А. Саркеева // Письма о материалах. 2012. Т. 2(3). С. 166-169.
4. А.А. Sarkeeva, A.A. Kruglov, R.Ya Lutfullin, S.V. Gladkovskiy, A.P. Zhilyaev, R.R. Mulyukov // Composites Part B: Engineering. 2020. 107838.
5. А.А. Sarkeeva // Lett. Mater. 2021. V. 11(4). P. 571-574.

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОЛОЙ ТИТАНОВОЙ ЛОПАТКИ АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ

А.А. Саркеева, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
aigul-05@mail.ru

Трехслойные конструкции в виде обшивок с наполнителем гофрированного типа обладают высокой удельной прочностью, поэтому применяются в качестве изделий ответственного назначения в летательных аппаратах. Примером является полая титановая лопатка вентилятора авиационного двигателя 5-го поколения. Одним из основных процессов при изготовлении полых лопаток, как и любых гофрированных конструкций, является диффузионная сварка (ДС). Существенным недостатком данного процесса является необходимость использования высоких температур, что приводит к снижению производительности процесса и его удорожанию. Оптимальная температура ДС титанового сплава ВТ6 (аналог зарубежного сплава Ti-6Al-4V), используемого для изготовления полых лопаток, составляет 900 °С. В этой связи, актуальной остается задача снижения температуры ДС при сохранении требуемой конструкционной прочности полых лопаток. Передние кромки полых лопаток подвергаются ударным нагрузкам при попадании посторонних предметов (ППП) в тракт двигателя [1]. Кроме того, ППП – причина значительных экономических потерь на восстановительные работы, задержку и отмену рейсов, выплату компенсаций [2]. Полые лопатки изготавливают из двух плит и листа, который располагают между ними при ДС [3, 4]. Фактически кромка лопатки представляет собой трехслойный материал. Настоящая работа направлена на исследование при ударном нагружении имитирующих кромку образцов слоистого материала, полученного ДС титанового сплава ВТ6, в частности в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии.

Трехслойный материал получали из двух плит и промежуточного листа промышленного проката из титанового сплава ВТ6 толщиной 30 и 1 мм, соответственно. Размеры плит и листа 220x104 мм. Следует особо отметить, что только лист имел УМЗ структуру с размером зерен ~ 1 мкм. Диффузионную сварку выполняли в вакуумной печи ОКБ-8086. Глубина вакуума не ниже 0,013 Па. Для проведения сравнительных исследований использовали трехслойный материал, полученный при температуре 900 и 800 °С [5].

Механические испытания на ударный изгиб проводили на стандартных образцах с размерами 10x10x55 мм³ типа 1 согласно ГОСТ 9454-84. Надрез располагали относительно поверхностей соединений так, что трещина распространялась одновременно через все слои. Испытания проводили при комнатной температуре на копре Tinius Olsen IT542 M.

Результаты испытаний на ударный изгиб трехслойного материала из титанового сплава ВТ6 показали возможность снижения температуры диффузионной сварки на 100 °С за счет использования промежуточного листа с УМЗ структурой при сохранении требуемого уровня конструкционной прочности.

Литература

1. Иноземцев А.А. Нахимкин М.А. Сандрацкий В.Л. и др. Серия учебников “Газотурбинные двигатели” в пяти томах. М.: Машиностроение, 2007/2008.
2. B. Bachtel. Foreign Object Debris and Damage Prevention, www.boeing.com
3. European Patent № 0568201, 1993.
4. Патент РФ 2412017, 2008.
5. A.A. Sarkeeva // Letters on Materials. 2021. 11(4s). P. 571-574.

СКОМКАННЫЙ ГРАФЕН КАК МАТРИЦА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТА МЕТАЛЛ-ГРАФЕН С УЛУЧШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Л.Р. Сафина, Ю.А. Баимова

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

Современные композиционные материалы на основе графена и наночастиц металлов благодаря легкому весу и улучшенным механическим свойствам находят все большее применение в авиакосмической промышленности. В данной работе методом молекулярно-динамического моделирования исследуется новая морфология композита, где в качестве матрицы служит скомканный графен, состоящий из свернутых чешуек графена, связанных между собой силами Ван-дер-Ваальса. Поры углеродной структуры заполняются наночастицами металлов (например, Ni или Cu). Процесс получения композита металл-графен состоит из трех этапов: I – выдержка структур при комнатной температуре 300 К; II – предварительное сжатие для устранения больших пор между единичными элементами композита; III – гидростатическое сжатие при 1000 К до максимально возможных плотностей [1]. Для оценки прочности, полученные композитные материалы подвергаются одноосному растяжению.

На Рис. 1 показаны кривые напряжение-деформация после одноосного растяжения для композитов Ni-графен и Cu-графен. Как видно из кривых, структуры выдерживают большие степени деформации. Лучшими механическими свойствами обладает композит Cu-графен. Поскольку температура плавления наночастиц меди значительно ниже ($T_{пл} = 723$ К), в отличие от наночастиц никеля ($T_{пл} = 1360$ К), поэтому при гидростатическом сжатии расплавленные наночастицы меди под давлением принимают любую форму и легче деформируются. Этим объясняется наибольшее количество ковалентных связей в структуре и, за счет этого, большая прочность.

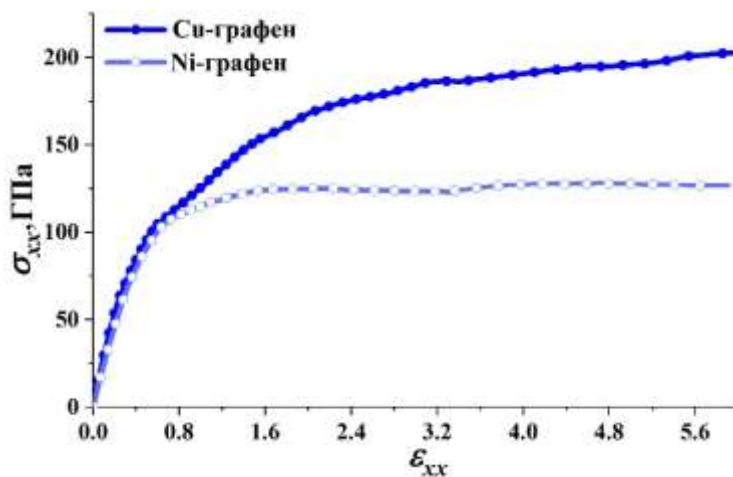


Рис. 1. Кривые напряжение-деформация в процессе одноосного растяжения для композитов Ni-графен и Cu-графен, полученных высокотемпературным сжатием.

В работе установлено, что композиты металл-графен обладают высокой прочностью и пластичностью, что объясняется формированием прочной графеновой матрицы. Проведенное моделирование показало, что использование скомканного графена в качестве матрицы композита металл-графен – это один из перспективных направлений получения прочных, и в то же время пластичных композиционных структур.

Литература

1. L.R. Safina, J.A. Baimova, K.A. Krylova, et al// Phys. Status Solidi RRL. 2021. P. 2100429.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ

Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
dr_rvs@mail.ru*

Наряду с известными и существенными преимуществами процесса СПФ/ДС по сравнению с традиционными технологиями у данного метода получения облегченных жестких пустотелых конструкций существуют и значительные ограничения, и недостатки. К ним, прежде всего, относятся: 1) достаточно высокие рабочие температуры процесса; 2) относительно низкая производительность; 3) разнотолщинность получаемых изделий [1, 2]. Из литературных данных [3] известно, что использование титанового сплава с субмикроструктурной структурой (СМК) позволяет снизить температуру сверхпластической деформации в среднем на 200°C по сравнению с СП деформацией материалов с микроструктурной структурой и, кроме того, механические свойства сплава с СМК структурой на 20...30% выше, чем у обычного промышленного сплава. В этой связи попытка реализации эффекта низкотемпературной сверхпластичности в технологии СПФ/ДС представляется весьма актуальной и перспективной.

Целью данной работы является - изучение технологических свойств экспериментальных листовых заготовок с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, таких как формуемость и свариваемость в твердом состоянии в условиях сверхпластичности для предполагаемого использования в технологии СПФ/ДС. В работе проведено исследование экспериментальных листовых заготовок титанового сплава ВТ6, жаропрочных сплавов Inconel 718 [4] и ЭК61, и интерметаллидных сплавов TiAl и Ti₃Al. Проведенные исследования формуемости и свариваемости в твердом состоянии в условиях сверхпластичности экспериментальных листовых заготовок позволяют реализовать эффект низкотемпературной сверхпластичности в технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки. При этом удастся снизить температуру процесса СПФ на 50- 200°C.

Литература

1. O.A. Kaibyshev, R.V. Safiullin, R.Ya. Lutfullin, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeev, A. Dutta, T. Raghu, G.G. Saha Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy. Journal Materials Science and Technology, 2006, vol. 22, № 3, p. 343-348.
2. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции (ISBN 978-5-902278-26-9). Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. - 176с.
3. G.A. Salishchev, R.M. Galeev, S.P. Malysheva, O.R. Valiakhmetov Low Temperature Superplasticity of Submicrocrystalline Titanium Alloys, Materials Science Forum Vols 243-245 (1997) pp.585-590.
4. Валитов В.А., Сафиуллин Р.В., Мухтаров Ш.Х. Сверхпластичность сплава Inconel 718 с субмикроструктурной структурой. Перспективные материалы, 2007, № 4, с.53-58.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

**Сафиуллин Р.В.¹, Малышева С.П.¹, Закирова А.А.¹, Хазгалиев Р.Г.¹, Алетдинов А.Ф.¹,
Сафиуллин А.Р.¹, Берестов А.В.,² Плаксина Е.А.²**

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

²*ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»*

dr_rvs@mail.ru, svufa@mail.ru, albinaz@imsp.ru

Листовой титановый сплав ВТ6 широко применяется в технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС) для изготовления высокопрочных узлов и деталей аэрокосмической промышленности. Одним из основных производителей листов из титановых сплавов является ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА». Это предприятие постоянно совершенствует технологию производства листовых полуфабрикатов для получения комплекса улучшенных механических и технологических свойств. Цель настоящей работы – сравнить микроструктуру и механические свойства экспериментальных листовых титановых сплавов ВТ6, полученных по различной технологии в ПАО «Корпорации ВСМПО-АВИСМА» специально для процесса СПФ/ДС при пониженных температурах и исследовать изготовленные из этих листов экспериментальные конструкции. В работе проведено исследование пяти различных состояний сплава ВТ6 как в исходном состоянии, так и в трехслойных конструкциях, полученных методом СПФ/ДС.

Показано, что исходная микроструктура всех листов однородная, представлена равноосными зернами первичной α -фазы и мелкодисперсной смесью $(\alpha+\beta)$ -фаз. Размер первичных α -зерен в листах сплава ВТ6 в состоянии поставки составляет: состояние 1 - 5,4 мкм, состояние 2 - 5,2 мкм, состояние 3 - 3,8 мкм, состояние 4 - 7,5 мкм, состояние 5 - 5,0 мкм. Механические свойства всех состояний листов находятся примерно на одинаковом уровне и составляют $\sigma_B \approx 1000$ МПа, $\delta \approx 15\%$. Исследования механических свойств на растяжение листов из сплавов ВТ6 при температурах 800–920°C и скоростях деформации $3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ показали, что они все имеют хорошие сверхпластические свойства.

С целью оценки возможного использования данных сплавов для изготовления облегченных изделий из листовых заготовок были изготовлены полые трехслойные конструкции гофрового типа размером 250x100x15мм. Проведены исследования микроструктуры и механических свойств образцов, вырезанных из этих конструкций. Исследование микроструктуры показало, что все твердофазные соединения в образцах получились качественные, неprovаров и трещин не обнаружено, встречаются единичные поры, размером около 1 мкм, их доля не превышает 2%.

Проведены механические испытания экспериментальных сварных конструкций из сплава ВТ6 в различных состояниях на растяжение при комнатной температуре и срез. Показано, что свойства всех состояний примерно одинаковые. По совокупности всех свойств наилучшим выглядит сварной плоский образец из экспериментальной конструкции из листов титанового сплава ВТ6 в состоянии 4.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что листы из титанового сплава ВТ6 с различной микроструктурой в интервале температур 800–920°C проявляют хорошие сверхпластические свойства, что позволило изготовить из них методом СПФ/ДС трехслойные экспериментальные конструкции. Листы ВТ6 с различной микроструктурой обладают хорошей свариваемостью в твердом состоянии и формуемостью. Механические свойства исследованных конструкций находятся на высоком уровне. Отмеченные особенности позволяют рекомендовать листовой сплав ВТ6, полученный новыми видами обработки, для использования в технологии СПФ/ДС для изготовления полых конструкций для авиакосмического применения.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР В ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ В ГЕЛИИ, АРГОНЕ И АЗОТЕ

С.З. Сахапов, В.А. Андриющенко

Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск

Распыление графитовых и композитных электродов в дуговом разряде эффективно используется для синтеза углеродных наноструктур [1-2] и наночастиц в углеродной матрице [3]. Основные преимущества дугового распыления: химическая чистота синтезированных материалов в разряде в атмосфере инертного газа; возможность модификации материалов в химически активной атмосфере; контроль размеров наноструктур путем выбора параметров разряда; простота процесса. Продукты напыления композитных электродов в электрической дуге представляют собой наночастицы, окруженные углеродом, что предотвращает коагуляцию наночастиц без остановки доступа газа или жидкости к частице, что позволяет использовать такие композиты в качестве высокоэффективных катализаторов. После кальцинации синтезируемой сажи углерод удаляется с частичным или полным окислением, при этом могут возникать наночастицы с поллой структурой [3].

Были проведены экспериментальные измерения и численное моделирование параметров плазмы электродугового газового разряда в среде гелия, аргона и азота при давлениях 25 Торр. Экспериментальная установка представляла собой цилиндрическую вакуумную камеру, показанную на рисунке 1. Дуговой разряд зажигался между двумя графитовыми электродами, которые находились на оси симметрии камеры. Заземленный стационарный катод (а) был прикреплен к корпусу камеры. Распыляемый анод (б) перемещался для поддержания постоянного напряжения на разрядном промежутке. Продукты распыления осаждались на охлаждаемом экране (в), собирались и исследовались.

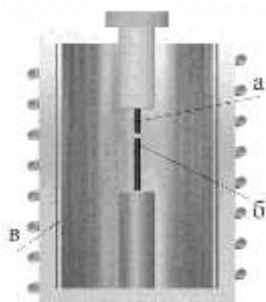


Рис. 1. Экспериментальная установка

На основе теоретической модели и экспериментальных данных о межэлектродном расстоянии и скорости распыления анода вычислено радиальное распределение температуры газа, согласующееся с термопарными зондовыми измерениями, а также определены времена пребывания распыляемого материала в различных температурных диапазонах. Исследованы свойства и морфология сажи, синтезируемой на стенках камеры, методами ПЭМ, РФА и ТГА. Показано, что в газовом дуговом разряде в азоте возникает максимальное количество графитовых структур в результате более долгого нахождения возникающих в процессе частиц распыляемого углерода в температурах около 700-1700 °С.

Работа выполнена при поддержке РНФ, проект № 18-19-00213.

Литература

1. W. Kratschmer, L.D. Lamb, K. Fostiropoulos, D.R. Hoffman // Nature. 1990. Vol. 3347. P. 354-358.
2. J.H.J. Scott, S.A. Majetich // Phys. Rew. B. 1995. Vol. 52. P. 12564-12571.
3. D.V. Smovzh, S.Z. Sakhapov, A.V. Zaikovskii, S.A. Novopashin // Ceram. Int. 2015. Vol. 41. P. 8814-8819.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ

**С.Н. Сергеев¹, И.М. Сафаров¹, Р.М. Галеев¹,
П.Д. Недзвецкий², С.В. Гладковский²**

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург*
nikocem17@gmail.com

Промышленное освоение регионов Арктики и Крайнего Севера вынуждает необходимость разработки новых конструкционных сталей и режимов их упрочнения, обеспечивающих повышенную надежность и долговечность деталей, узлов и элементов машиностроительных конструкций для эксплуатации в условиях статических и динамических нагрузок при низких климатических температурах. При этом известные марки экономнолегированных низкоуглеродистых сталей, широко применяемых в настоящее время в промышленности [1], не отвечают все возрастающим требованиям по прочности и сопротивлению хрупкому разрушению при низких климатических температурах. Одним из путей повышения прочностных свойств и снижения температуры порога хладноломкости данных сталей является создание в них ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структуры такими методами интенсивного деформационного воздействия как РКУП [2] и всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) [3]. Другая возможность повышения ударной вязкости при комнатной и пониженных температурах связана с формированием в конструкционных ферритных, феррито-перлитных и бейнитных сталях различного состава структуры волокнистого типа в процессе прокатки. В ряде отечественных и зарубежных работ показано, что создание в низкоуглеродистых сталях волокнистой УМЗ структуры может приводить как к повышению уровня ударной вязкости и смещению температуры порога хладноломкости в область более низких температур [2], так и появлению аномального максимума на температурной зависимости поглощенной энергии удара [3].

Несмотря на то, что вопросы о влиянии волокнистой УМЗ структуры на механические свойства низкоуглеродистых сталей достаточно подробно освещены в научной литературе, сущность явления аномального прироста характеристик ударной вязкости с понижением температур испытаний остается до конца не изученной и требует дальнейшего детального анализа. Все это указывает на актуальность исследования структуры, механических свойств при растяжении и характеристик ударной вязкости низкоуглеродистых малолегированных конструкционных сталей в температурной области вязко-хрупкого перехода.

Литература

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
2. Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Фасенюк М.В., Кашапов М.Р., Рааб А.Г., Караваева М.В., Ганеев А.В. Влияние режимов равноканального углового прессования и последующего нагрева на прочность и механизм разрушения стали 10 // Деформация и разрушения материалов. 2013. № 1. С.21-25.
3. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю. Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой // Доклады Академии наук. 2017. Т. 466. №3. С. 289-292.

ОПТИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОЙ КЕРАМИКИ $\text{Bi}_2\text{Mg}_{1-x}\text{Cr}_x\text{Ta}_2\text{O}_{9.5-\Delta}$ СО СТРУКТУРОЙ ПИРОХЛОРА

**Серебряков Е.А.¹, Шпынова А.Д.¹, Королев Р.И.¹, Секушин Н.А.², Селютин А.А.³,
Макеев Б.А.⁴, Жук Н.А.¹.**

¹*Сыктывкарский государственный университет, Сыктывкар*

²*Институт химии Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*

³*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

⁴*Институт геологии Коми НЦ УрО РАН, Сыктывкар*

gabdraufmanhik@gmail.com

Синтетические пирохлоры вызывают пристальное внимание ученых в связи с проявлением практически полезных физико-химических свойств, таких как протонная проводимость, фотокаталитические и диэлектрические свойства. Гибкость кристаллической структуры пирохлоров к замещениям катионов и вакансиям в анионной подрешетке позволяет значительно варьировать химический состав соединений и получать сотни комбинаций составов с разнообразными функциональными свойствами.

В настоящей работе мы сообщаем об исследовании оптических и электрических свойств новой серии хром и магнийсодержащих твердых растворов $\text{Bi}_2\text{Mg}_{1-x}\text{Cr}_x\text{Ta}_2\text{O}_{9.5-\Delta}$ на основе танталата висмута со структурой пирохлора. Методом твердофазного синтеза получены хромсодержащие пирохлоры $\text{Bi}_2\text{Mg}_{1-x}\text{Cr}_x\text{Ta}_2\text{O}_{9.5-\Delta}$ ($x \leq 0.7$) с варьируемым содержанием ионов магния/хрома. Синтезированные образцы, независимо от соотношения магния/хрома, характеризуются рыхлой наноразмерной микроструктурой, образованной частично сросшимися зернами керамики. Имеют ярко зеленый цвет. С увеличением содержания хрома в образцах параметр элементарной ячейки твердых растворов уменьшается от 10.4890 Å ($x=0.3$) до 10.4467 Å ($x=0.7$), подчиняясь правилу Вегарда.

Спектры поглощения хромовых пирохлоров содержат несколько особенностей в диапазоне ниже 400 нм, плечо в интервале 450-520 нм, широкое поглощение в интервале 600-700 нм с максимумом при 650 нм, узкий пик при 724 нм. Ширина запрещенной зоны (E_g) полученных материалов для прямых разрешенных наиболее интенсивных электронных переходов находится в диапазоне 2.14–2.29 эВ. При 23 °С диэлектрическая проницаемость образцов в широком частотном диапазоне (102-106 Гц) практически не зависит от частоты и уменьшается с ростом содержания ионов хрома в твердых растворах от 19.5 ($x=0.3$) до 16.5 ($x=0.7$) при 106 Гц. Свыше 105 Гц тангенс угла диэлектрических потерь для всех образцов незначительно зависит от частоты и принимает низкие значения 0.004 (106 Гц). Энергия активации проводимости для образцов варьируется в интервале 1.39÷1.48 eV.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОМЫШЛЕННОМ Al-Cu СПЛАВЕ В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

О. Ш. Ситдиков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

sitdikov.oleg@imsp.ru

Исследовали эволюцию микроструктуры в литом алюминиевом сплаве 2219 (Al-6.4Cu-0.3Mn-0.18Cr-0.19Zr-0.06Fe (вес. %)) в процессе равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту А при температуре 475°C (~0,8 $T_{пл}$) до суммарной степени деформации $\epsilon = 12$. Основные результаты могут быть обобщены следующим образом.

Методом оптической металлографии было показано, что после горячей деформации вплоть до относительно высоких степеней ($\epsilon=4$) в структуре сплава в основном присутствовали крупные исходные зерна, которые вытягивались в направлении прессования в соответствии со схемой простого сдвига. Однако при более высоких степенях деформации формировались новые мелкие зерна, и крупнозернистая микроструктура постепенно замещалась смешанной структурой, состоящей из мелких зерен и более крупных фрагментов исходных зерен. Размер и объемная доля новых зерен в такой структуре при $\epsilon=12$ составляли около 10 мкм и 50% соответственно. Полученные результаты указывают на необходимость достижения больших деформаций для измельчения зерен при горячей обработке данного сплава.

Сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, включая анализ дифракции обратного рассеяния электронов, показали, что основные структурные изменения на ранних стадиях РКУП ($\epsilon=1-2$) были связаны с образованием внутри зерен близкой к однородной динамически равновесной субзеренной структуры с малоугловой разориентацией границ ($\theta < 5^\circ$). Ее формирование было обусловлено гомогенным скольжением и перестройкой дислокаций, что являлось характерным для горячей деформации Al сплавов в условиях высокой скорости протекания динамического возврата. Эта структура сохранялась внутри нерекристаллизованных зерен во всем исследованном диапазоне степеней деформации, обеспечивая приблизительно постоянную среднюю разориентировку межкристаллитных границ 3-4°.

Измельчение зерен в процессе высокотемпературного РКУП было связано с развитием неоднородной деформации, приводящей к формированию на фоне равновесной субзеренной структуры различных типов деформационных полос со среднеугловой ($5 \leq \theta < 15^\circ$) разориентировкой границ. Так, в результате локализации деформации на макро/мезоуровне на начальных стадиях РКУП в некоторых исходных зернах развивались первичные деформационные полосы, ориентированные под углом до 10-15° к оси прессования. При дальнейшей деформации они увеличивали свою разориентировку до высокоугловой ($\theta \geq 15^\circ$) и вытягивались вместе с исходными зёрнами вдоль оси прессования. Это обеспечивало быстрое уменьшение расстояния между высокоугловыми границами в отдельных участках структуры с последующей активизацией геометрической динамической рекристаллизации. Другой и более заметный механизм измельчения зерен был связан с полосами микросдвига, ориентированными вдоль плоскости сдвига при РКУП, которые формировались после критической деформации около $\epsilon=2-3$. При последующем РКУП происходило постепенное измельчение исходных зерен по механизму их фрагментации, где новые мелкие зерна формировались путем взаимного пересечения полос микросдвига, развивающихся в различных проходах, с последующим увеличением их количества и разориентировок. Это приводило к формированию структуры со средней разориентировкой межкристаллитных границ около 23°. Подробно рассмотрены особенности механизмов формирования новых зерен, а также факторы, контролирующие измельчение зерен при горячей деформации алюминиевого сплава.

ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СИНТЕЗ МАГНИТНЫХ Mn-Fe-C НАНОЧАСТИЦ

Смовж Д.В., Скирда М.С.

Институт теплофизики им. С.С.Кутателадзе СО РАН, Новосибирск
smovzh@itp.nsc.ru

Электродуговой синтез нанокompозитов может быть эффективно применен для синтеза широкого класса соединений. Одной из актуальных на сегодняшний день задач является синтез составных магнитных наночастиц, состоящих из магнитного материала и функциональной добавки. Магнитная компонента в таком композите позволяет производить перемещение композитной частицы под действием магнитного поля, а добавка может являться каталитическим центром для химической реакции либо абразивом для полировки поверхности. В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования магнитных свойств композита Mn-Fe-C, полученного методом электродугового синтеза при распылении графитового электрода с добавкой марганца и железа.

Электродуговое распыление материалов производилось в вакуумной камере в среде гелия с использованием источника постоянного тока. Распыляемые графитовые электроды имели диаметр 8 мм. В отверстие электродов диаметром 4.2 мм запрессовывалась смесь порошков (100 мкм) Fe:Mn:C в массовом соотношении 7:3:30. Распыление проводилось при токе разряда 100 А и напряжении 20 В. Материал собирался с охлаждаемых стенок реактора. Анализ материалов проводился методами электронной микроскопии, рентгенофазовой спектроскопии, термогравиметрии. Магнитная восприимчивость материала измерялись на SM150L, при магнитном поле 320 А/М, в диапазоне частот 63 - 16000 Гц.

В работе исследовано изменение морфологии и магнитных свойств материалов при отжиге композита в кислородной атмосфере и водороде. Показано, что при прокаливании материала на воздухе до 900 °С происходит формирование оксидов металлов и горение углерода, при этом магнитные свойства наночастиц существенно деградируют. Средний размер железосодержащих частиц увеличился с 20 до 300 нм при прокаливании при температуре 800 °С. Рентгеновский анализ и показал, что снижение магнитной восприимчивости при более высоких температурах прокаливания (более 600 °С) обусловлено фазовым переходом оксида железа из γ -Fe₂O₃ в α -Fe₂O₃. Ожиг материала в водородной атмосфере не приводит к существенному изменению их магнитных свойств. Максимальная величина магнитной восприимчивости порошков получена при отжиге при 600 °С ($M/M_0=10$). Предложенная технология может применяться для синтеза композитных магнитных наночастиц.

Работа выполнена при поддержке РНФ, проект № 18-19-00213П.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ЭК79, ЭП975 И ЭП741НП

Е.М. Степухов^{1,2}, Э.В. Галиева¹, Классман Е.Ю.¹, Валитов В.А.^{1,2}, Лутфуллин Р.Я.¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Бакирский государственный университет, Уфа*

egorstepukhov@mail.ru

В настоящее время существует множество методов формирования нанокристаллической структуры, в том числе, в заготовках из жаропрочных никелевых сплавов [1-4]. При этом необходимо отметить, что применительно к жаропрочным никелевым сплавам при традиционной схеме осадки не удастся накопить достаточную степень деформации, чтобы сформировать во всем объеме нанокристаллическую структуру, поэтому в данной работе использовался метод интенсивной пластической деформации - кручение на наковальне Бриджмена.

В качестве материалов исследования были выбраны следующие жаропрочные никелевые сплавы: деформируемые ЭК79 и ЭП975 и порошковый сплав ЭП741НП. Кручение проводили на наковальне Бриджмена при комнатной температуре.

По результатам микроструктурных исследований установлено, что при малых степенях деформации формируется ячеистая структура. С увеличением степени деформации происходит уменьшение размера ячеек, увеличение разориентировки между ними и образование отдельных участков с фрагментированной нанокристаллической структурой. При достижении 5 оборотов во всем объеме исследуемых сплавов происходит трансформация крупнозернистой структуры в нанокристаллическую с размером зерен и фрагментов матричной γ -фазы: для сплава ЭК79 50...60 нм, для сплава ЭП975 – 30...50 нм, а для ЭП741НП – до 40 нм. С увеличением числа оборотов с 0,5 до 5 наблюдается рост микротвердости, что коррелирует с микроструктурными изменениями.

Работа в части исследований сплавов ЭК79 и ЭП975 выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-00271, а в части исследований сплава ЭП741НП в рамках госзадания ИПСМ РАН 122011900470-7.

Литература

1. Р. Р. Мулюков, Р. М. Имаев, А. А. Назаров, В. М. Имаев, М. Ф. Имаев, В. А. Валитов, Р. М. Галеев, С. В. Дмитриев, А. В. Корзников, А. А. Круглов, Р. Я. Лутфуллин, М. В. Маркушев, Р. В. Сафиуллин, О. Ш. Ситдилов, В. Г. Трифонов, Ф. З. Утяшев Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технология: коллективная монография. М.: Наука, 2014. 284 с.
2. Г. И. Рааб, В. Г. Шibaков, А. Г. Рааб Перспективные методы ИПД для получения наноструктурированных металлических материалов // Materials Physics and Mechanics. 2016. V 25. P. 77–82.
3. О. А. Кайбышев, Ф. З. Утяшев Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.
4. Р. З. Валиев, И. В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 397 с.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ТОКОМ, В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И КРУПНОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ

В.В. Столяров

Институт машиноведения РАН, Москва

vlstol@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) до сих пор привлекает внимание исследователей с практической и научной точек зрения [1, 2]. ЭПЭ представляет собой сложное явление взаимодействия электрического тока, механизмов деформации и структурных изменений, и может использоваться в процессах обработки давлением вместо нагрева. Особый интерес представляет исследование ЭПЭ в разных по природе материалах. В статье представлены примеры деформационного поведения при воздействии электрического тока разных мод в разных материалах.

Один из примеров показан на рис.1, где сравнивается поведение титана в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях. Видно, что двухкратное преимущество в прочности и трехкратная потеря в пластичности для УМЗ титана сохраняется для всех видов тока, что непосредственно связано с хорошо известным эффектом Холла-Петча. Вместе с тем в КЗ состоянии для режима одноимпульсного тока наблюдается нетипичное упрочнение и появление скачков напряжения вниз.

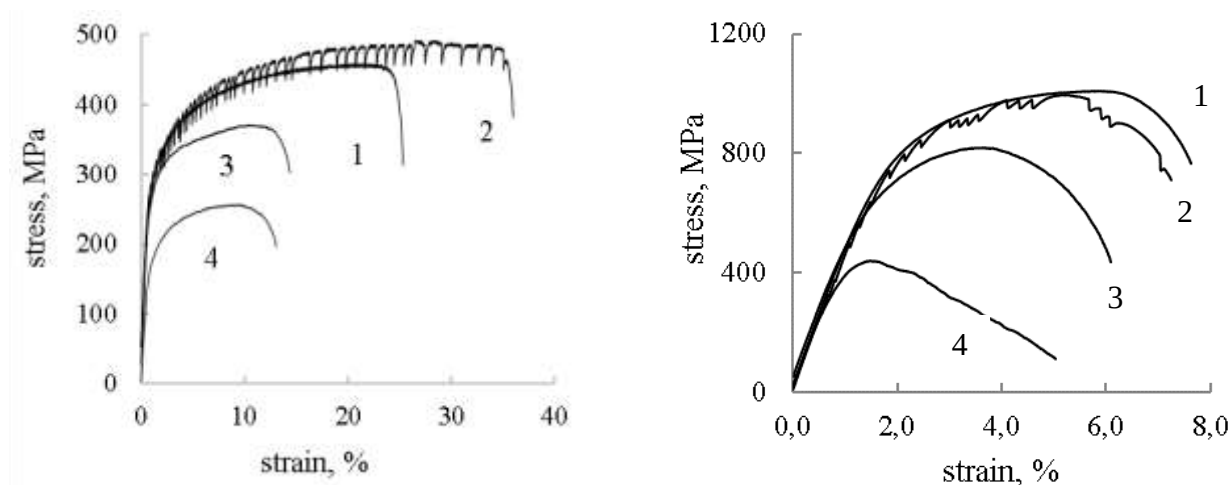


Рис. 1. Кривые «напряжение - деформация» для КЗ (а) и УМЗ (б) титана при различных режимах приложения тока: 1 - без тока; 2 - одиночные импульсы; 3 - многоимпульсный ток; 4 - постоянный ток.

Обсуждается роль плотности и скважности импульсного тока, сравниваются вклады в снижение напряжений от теплового нагрева и нагрева вызванного током, а также возможные механизмы упрочнения.

Литература

1. О.А. Troitsky // Letter to JETP. 1969. №10 (1) С.18-22.
2. В.В. Столяров // Сборник трудов. Проблемы прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий. Новокузнецк, 2021. С.60-62.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛ $\Leftrightarrow$ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

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

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

² РТУ МИРЭА, Москва

³ НИТУ «МИСиС», Москва

sundeev55@yandex.ru

Большие пластические деформации оказывают существенное влияние на структуру и свойства твердых тел. К наиболее развитым методам экстремальных деформационных воздействий относится деформация кручением под высоким давлением (КВД). За последние годы интерес к этому способу воздействия на материалы существенно возрос, поскольку он дает возможность создать особые наноструктурные состояния и тем самым значительно повысить физико-механические свойства металлических материалов.

В результате больших пластических деформаций в металлических системах могут протекать различные фазовые превращения, включая деформационную аморфизацию кристаллических сплавов и нанокристаллизацию аморфных сплавов. Нами было установлено, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз при больших пластических деформаций определяется тремя факторами: механическим, термодинамическим и концентрационным. На основании экспериментальных данных показано, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов определяется аддитивной склонностью к деформационной аморфизации кристаллических фаз, входящих в состав сплавов. Выделение аморфной фазы в процессе КВД начинается на границах деформационных фрагментов в результате реализации процессов зернограничного проскальзывания и генерации высокой плотности избыточных вакансий. Методами EXAFS-спектроскопии показано, что локальная атомная структура аморфных фаз, полученных методами закалки из расплава и КВД, не идентична.

Экспериментально изучены процессы деформационной кристаллизации аморфных сплавов на основе железа в ходе КВД при комнатной и криогенной температуре. Установлено, что КВД при комнатной температуре приводит к частичной нанокристаллизации аморфных сплавов на основе железа. Это явление обусловлено адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, а также заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах. Показано также, что относительный вклад адиабатического нагрева зависит от температуры кристаллизации аморфного сплава и от диссипативной способности аморфной фазы в полосах сдвига. Методом EXAFS в синхротронном излучении установлено, что КВД при криогенной температуре (77K) аморфных сплавов, наоборот, приводит к образованию аморфного состояния без заметных признаков ближнего упорядочения (корреляции в расположении атомов), что соответствует возрастанию свободной энергии относительно состояния после закалки из расплава. Установлено влияние режимов КВД на характер локального атомного окружения атомов железа и никеля. Выявлена корреляция между значениями удельной намагниченности насыщения и параметрами локальной атомной структуры. Показано, что аморфное состояние после КВД характеризуется существенным изменением намагниченности насыщения и коэрцитивной силы по сравнению со значениями этих параметров в исходном состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-72-20066.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ УМЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-1%Ca, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

А.А. Терегулова¹, Г.Д. Худододова^{1,2}, О.Б. Кулясова^{1,2}

¹ Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

² Башкирский государственный университет, Уфа

ter.adelya@gmail.com

Магний представляется многообещающим кандидатом благодаря своему уникальному сочетанию свойств. Он хорошо переносится организмом, имеет естественную тенденцию к деградации и биорезорбируемости. Также перспективность магниевых сплавов обуславливается их низкой плотностью и высокой удельной прочностью. Однако сплавы на основе магния характеризуются низкими механическими свойствами [1,2]. Известно, что прочность металлических материалов, в том числе и магниевых сплавов можно повысить за счет создания УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации. В данной работе, на примере сплава Mg-1%Ca, проведены исследования стабильности структуры, а также механических свойств микротвердости после поставки, деформации методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и термический отжиг.

Формирование наноструктурного состояния осуществляли методом ИПДК с приложенным давлением 6 ГПа, при комнатной температуре, количество оборотов было равно 10. Термические отжики ИПДК образцов проводили при температурах в диапазоне от 100 °С до 400 °С с интервалом 50 в течении часа, с последующей закалкой в холодной воде. Механические испытания на растяжение проводили на малых образцах с рабочей базой 0,6x4,5 мм², при комнатной температуре со скоростью нагружения 10⁻³ с⁻¹.

Анализ микроструктуры показал, что после поставки средний размер зерна составляет 118,53 мкм. Микроструктура сплава представляет собой твердый раствор (α -Mg) с выделением эвтектики (α -Mg+Mg₂Ca) по границам зерен и в теле зерна. Значения микротвердости в результате методом ИПДК повысились в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, на примере Mg-1%Ca твердость изменилась с 45,9±6,55 до 82,1±1,72 HV, соответственно (рис.1а). После проведения изохорных отжигов была изучена термостабильность и получена зависимость микротвердости от температуры отжига (рис.1б). Видно, что образцы Mg-1,0%Ca при отжиге 250 °С микротвердость заметно уменьшается до 79 HV, а при отжиге 350 °С снижается до 63 HV. В исследуемых сплавах формирование мелкозернистой структуры привело к повышению прочности и одновременно к нулевой пластичности. Самый высокий предел прочности показал сплав Mg-1,0%Ca, прочность составила 280 МПа, а пластичность 1,0% при температуре 300°С (рис.1в).

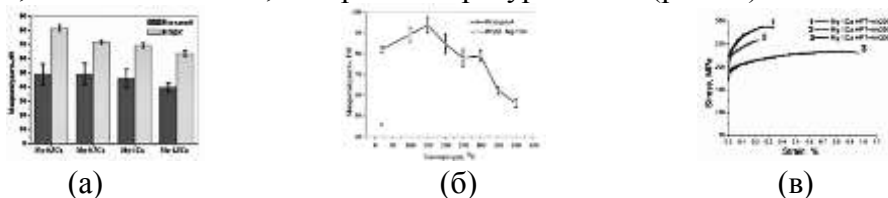


Рисунок 1: а) Микротвердость сплавов после поставки и после ИПДК, б) термостабильность Mg-1,0%Ca, в) механические испытания на растяжение

Литература

1. N.Yu. Yurchenko, N.D. Stepanov, G.A. Salishchev et al., / Effect of multiaxial deformation on structure, mechanical properties, and corrosion resistance of a Mg-Ca alloy, Journal of Magnesium and Alloys, <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.07.004>
2. Hamid Reza Bakhsheshi Rad, Mohd Hasbullah Idris / Microstructure analysis and corrosion behavior of biodegradable Mg–Ca implant alloys / H.R.B. Rad et al. / Materials and Design 33 (2012)

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al-Nb, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 10 ГПа

**Р.Р. Тимиряев¹, К.С. Назаров¹, Р.Х. Хисамов¹, Р.Р. Кабиров¹, Г.Ф. Корзникова¹,
Р.У. Шаяхметов¹, Г.Р. Халикова¹, С.Н. Сергеев¹, Р.Р. Мулюков¹**

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
rasimtimiryayev@gmail.com

Интерес к композиционным материалам обусловлен тем, что они способны преодолеть барьер в балансе между прочностью и пластичностью стоящий на пути решения современных инженерных задач. Одним из видов композиционных материалов являются естественные металломатричные композиты (МК), они позволяют существенно улучшить эксплуатационные характеристики изделий заменяя в них традиционно используемые материалы. В связи с этим актуальным является поиск новых и совершенствование имеющихся способов получения МК. Как правило МК состоят из пластичной матрицы и упрочняющей компоненты. В последние годы в фокусе внимания находятся деформационные методы получения МК, а именно методы деформационного наноструктурирования с помощью интенсивной пластической деформации. Методы деформационного наноструктурирования позволяют получать как естественные, так и искусственные МК.

В данной работе представлены результаты получения МК на основе алюминия и ниобия. Для получения образцов композита системы Al-Nb использовали метод деформационного наноструктурирования кручением под высоким давлением на наковальнях типа Бриджмена с углублениями. Заготовки чистых алюминия и ниобия в виде дисков в последовательности Al-Nb-Al размещали между наковальнями и крутили под давлением 10 ГПа на количество оборотов $N=30$ и $N=100$ при комнатной температуре. С целью формирования интерметаллидных фаз в композите проводили постдеформационный отжиг при 400°C в течении 10 минут. Структуру и фазовый состав исследовали с помощью методов растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Механические свойства оценивали путем измерения микротвердости и испытаний на растяжение.

В результате и для $N=30$ и для $N=100$ были получены целостные образцы без пор, однако при $N=30$ перемешивание наблюдается преимущественно на периферии образцов. При числе оборотов $N=100$ перемешивание слоев металлов однородно практически во всем объеме образца. Судя по исследованиям рентгеновской дифракции, уже при относительно малых числах оборотов в образцах образуется интерметаллидная фаза Al_3Nb . Увеличение числа оборотов и отжиг повышают концентрацию этой фазы, появление других фаз, при этом, не наблюдали.

Изменение микротвердости от периферии до центра коррелирует с изменением структуры полученных образцов. Значение микротвердости для $N=100$ более однородно, чем у образца $N=30$. Наибольшее значение микротвердости ($160\div 180$ HV) характерно для участков образца, где наблюдается лучшее перемешивание металлов. Отжиг образцов композитов привел к снижению значения микротвердости: в области лучшего перемешивания, её значение составило $125\div 140$ HV. Испытания на растяжение показали, что предел прочности образца $N=100$ составил 530 МПа, отожженного при 400°C образца $N=100$ – 470 МПа, для деформированного $N=30$ и отожженного при 400°C образца ≈ 300 МПа.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00440П) и частично в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

Работа выполнена на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОС СДВИГА ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ВСТЫК ОБРАЗЦОВ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr

В.В. Титов¹, Д.В. Гундеров¹, В.В. Астанин^{1,2}

¹Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ), Уфа
molotovmelnik@gmail.com

Проведено исследование особенностей формирования полос сдвига на образцах объёмного металлического стекла (ОМС) Vit-105, состава $Zr_{53}Cu_{18}Ni_{14}Al_{10}Ti_5$ в исходном состоянии, после 1 оборота интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и после релаксирующего отжига при 430°C на 10 минут [1]. Образцы одного состояния в виде тонких пластинок помещались в струбцину, затем в зажатом состоянии подвергались индентированию встык между их полированными поверхностями (Рис. 1, а).

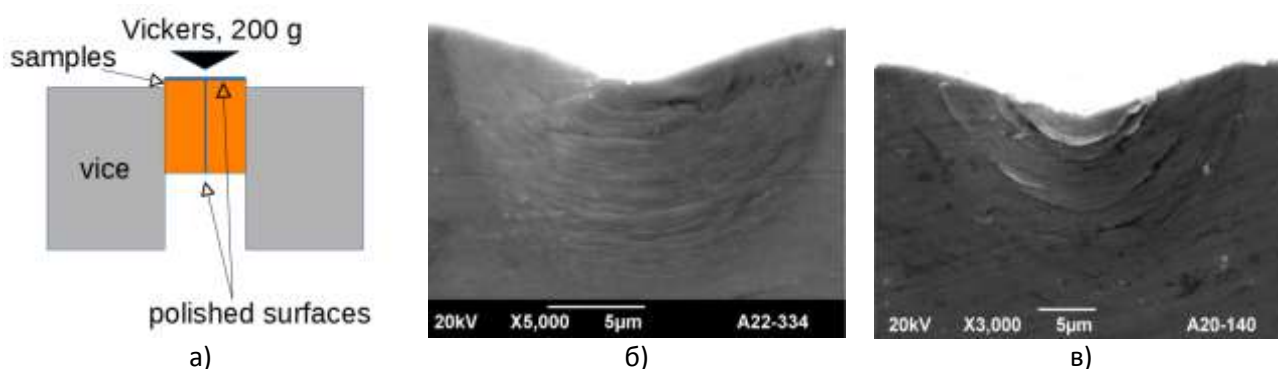


Рис. 1. Схема методики индентирования встык (а); (б) и (в) – СЭМ изображение отпечатка под индентором на поверхности образца исходного состояния и после ИПДК $n=1$ соответственно

После индентирования встык наблюдается формирование многочисленных концентрических полос вокруг отпечатка индентора. Характер распределения полос имеет более однородный вид на образцах исходного состояния (Рис.1, б). На релаксированных образцах полосы часто имеют заломы и неровности, а также видны трещины под отпечатком. В ОМС после ИПДК можно наблюдать образование нескольких крупных полос, а также ряд полос малой интенсивности между этими полосами (Рис.1, в). Среднее расстояние между полосами в исходном ОМС и после ИПДК близко, тогда как в релаксированном ОМС расстояние между полосами больше, что отражает меньшую пластичность материала после отжига.

Литература

1. Astanin V, Gunderov D, Titov V, Asfandiyarov R. The Influence of High-Pressure Torsion on the Free Volume and Shear-Band Formation during the Indentation of Vit105 Metallic Glass. Metals. 2022. 12(8):1278. DOI:10.3390/met12081278

ВЛИЯНИЕ БЕСКИСЛОРОДНОЙ МАТРИЦЫ MgF_2 НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF}_2)_{100-x}$

Т.В. Трегубова, И.М. Трегубов, О.В. Стогней

ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет», Воронеж
ttv1507@ya.ru

Образцы тонкопленочных композитов $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF})_{100-x}$ получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Элементный состав образцов контролировался рентгеновским электронно-зондовым микроанализом, который показал, что концентрация металлической фазы в образцах меняется в широком интервале ($7 \text{ ат.}\% \leq x \leq 55 \text{ ат.}\%$). Толщина полученных пленок варьируется от 1 до 3 мкм в зависимости от концентрации металлической фазы. Электрические и магнитотранспортные свойства композитов исследованы с помощью двухзондового потенциометрического метода. Исследование структуры проводилось на дифрактометре BRUKER D2 Phaser.

Установлено, что в доперколяционной области композиты $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF})_{100-x}$ проявляют магниторезистивный эффект (рис.1). Максимальное значение эффекта равно 3,25 % наблюдается в композите $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_{23}(\text{MgF})_{77}$, расположенном вблизи порога перколяции. Магниторезистивный эффект является изотропным, что подтверждает его туннельную природу (спин-зависимое туннелирование поляризованных электронов между гранулами железа).

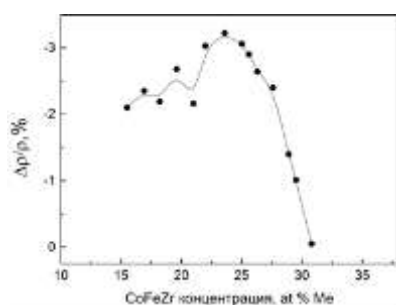


Рис. 1 – Концентрационная зависимость магнитосопротивления образцов $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF})_{100-x}$

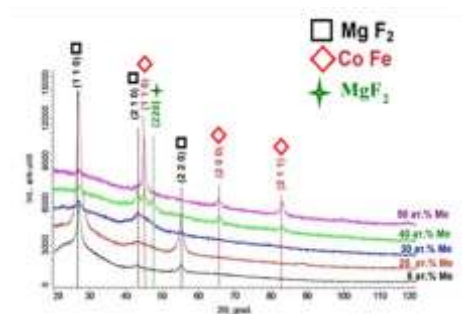


Рис. 1 – Дифрактограммы системы композита $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF})_{100-x}$ с разной концентрацией металлической фазы. Концентрация металлической фазы (в ат. %) указывается цифрами у кривых.

Исследование структуры образцов $(\text{Co}_{47}\text{Fe}_{42}\text{Zr}_{11})_x(\text{MgF})_{100-x}$ показало наличие в них двух фаз и косвенно подтвердило наличие композитной морфологии приводящей к туннельному механизму электропереноса. При малом содержании металлической фазы на дифрактограммах от композитных образцов присутствуют пики, соответствующие кристаллическому фториду MgF_2 , причем, наблюдается ростовая анизотропия (пики получены преимущественно от плоскостей семейства (110) и (220)) (рис. 2). При увеличении концентрации металлической фазы появляются пики, относящиеся к кристаллическому сплаву CoFe. Формирование кристаллического CoFe свидетельствует о том, что атомы циркония, являющегося аморфизатором сплава, растворяются в диэлектрической фторидной матрице. При достижении концентрации металлической фазы 40 ат. % начинается искажение кристаллической решетки фторида, предположительно вследствие вхождения в неё атомов Zr. Это приводит к появлению дополнительного пика ($2\theta=47^\circ$), соответствующего искаженной решётке MgF_2 .

Доперколяционные композиты характеризуются высокой термической устойчивостью: отжиг, проводимый при 350 С, не влияет ни на структуру и фазовый состав, ни на магниторезистивные свойства образцов (эффект сохраняется в полном объеме).

Работа выполнена при поддержке

Министерства образования и науки в рамках государственного задания (проект FZGM-2020-0007).

АНАЛИЗ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В РЕШЕТКЕ ВОЛЬФРАМА И ВАНАДИЯ

И.И. Тувалев^{1,2}, А.И.Моркина^{1,3}, Р.Т. Мурзаев¹, Ю.Р. Шарапова³

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

³*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
illumnus102@gmail.com

Колебательные процессы, являющиеся неотъемлемой частью всех процессов в физике, являются одним из крайне важных разделов. Колебания атомов в кристалле влияют на такие макроскопические свойства материала, такие как теплоемкость, теплопроводность, коэффициент теплового расширения и др. Исследование колебаний на атомном уровне экспериментальными методами в настоящее время это весьма сложная задача. Одним из наиболее эффективных способов в данной ситуации является компьютерное моделирование, такое как первопринципное моделирование и метод молекулярной динамики. Метод молекулярной динамики зарекомендовал себя как мощный инструмент для анализа в области нелинейной динамики кристаллических решеток и эволюции атомной структуры и многих других явлений. Для любого исследования методом молекулярной динамики требуются качественные потенциалы межатомного взаимодействия, которые будут определять то, насколько будет приближенно к реальности моделирование.

Относительно недавно в работе [1] была рассмотрена связь между делокализованными нелинейными колебательными модами (ДНКМ) и локализованными колебательными модами, которые известны как дискретные бризеры (ДБ). В частности, было показано, что ДБ могут быть получены путем наложения локализующей функции на ДНКМ (или спонтанно в результате развития модуляционной неустойчивости), при условии, что её частота лежит вне фонового спектра кристаллической решетки. Было показано, что ДНКМ являются одним из инструментов для анализа качества эмпирического потенциала и его пригодности для моделирования экстремальных взаимодействий.

В данной работе на объемно-центрированных кубических решетках вольфрама и ванадия было проведено моделирование по возбуждению ДНКМ с использованием различных эмпирических потенциалов. Было проведено исследование пятнадцати вариантов ДНКМ, для каждого из них в качестве начальных условий варьировались начальные смещения атомов от положения равновесия. В результате исследования колебания атомов в ДНКМ были построены и проанализированы амплитудно-частотные характеристики. Так же с использованием этих потенциалов был проведен анализ влияния делокализованных колебательных мод на макроскопические свойства кристалла – давление, кинетическая энергия и энергоёмкость, и дана сравнительная характеристика исследованных ДНКМ.

Из всех использованных потенциалов были отобраны три потенциала для вольфрама, и два для ванадия, которые показали устойчивые колебания атомов при возбуждении ДНКМ. Именно эти потенциалы являются пригодным для моделирования методом молекулярной динамики экстремальных воздействий.

Работа И.И. Тувалева и Е.А. Корзниковой поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых и для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации, номер гранта НШ-4320.2022.1.2.

Литература

1. Chechin G.M. and Sakhnenko V.P. Interactions between normal modes in nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Exact results // Physica D: Nonlinear Phenomena. – 1998. – V. 117. P. 43–76.

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДВУМЕРНОГО ХЛОРИДА МАГНИЯ

С.В. Устюжанина¹, Е.А. Корзникова², А.А. Кистанов^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

² Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
Svetlana.Ustiuzhanina@gmail.com

Перспективным способом изучения фундаментальных свойств и возможного прикладного потенциала двумерных (2D) структур из вышеупомянутых баз данных является изучение обнаруженных в них отдельных соединений [1].

В данной работе, после последовательного поиска в существующих базах данных 2D-материалов и последующего систематического отбора возможных комбинаций атомов, динамическая и термическая стабильность нового материала, 2D MgCl_2 (Рис. 1а), исследуется с помощью первопринципного моделирования на основе теории функционала плотности. Далее проводится систематический анализ электронных и механических свойств 2D MgCl_2 . Кроме того, рассмотрено образование типичных точечных дефектов и возможность их экспериментальной идентификации.

Исходя из полученного фононного спектра (Рис. 1б) показана термодинамическая стабильность 2D MgCl_2 . Обнаружено что, 2D MgCl_2 обладает высокой работой выхода 7.91 эВ, и высокими значениями модуля Юнга и модуля сдвига (Рис. 1в).

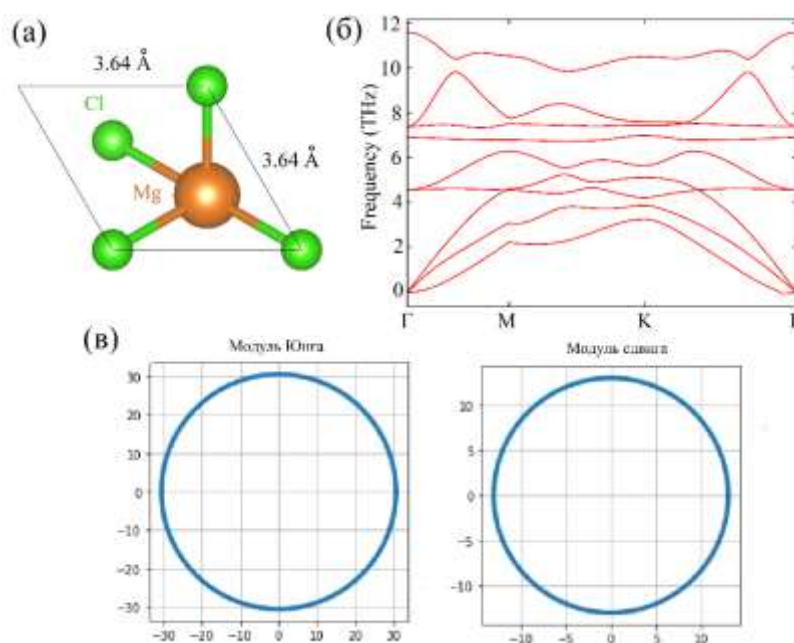


Рис. 1. (а) Структура, (б) фононный спектр и (в) модуль Юнга и модуль сдвига 2D MgCl_2 .

Благодарности

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИПСМ РАН. К.Е.А. выражает благодарность за поддержку Гранта Президента Российской Федерации НШ-4320.2022.1.2 для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук и докторов наук.

Литература

1. A. A. Kistanov, S. A. Shcherbinin, R. Botella, A. Davletshin, W. Cao // J. Phys. Chem. Lett. 2022. № 13. С. 2165-2172.

МЕТОД КРУЧЕНИЯ С ОСЕВЫМ НАГРУЖЕНИЕМ ЗАГОТОВОК КАК ЭФФЕКТИВНАЯ АЛЬТЕРНАТИВА «ГАТОРАЙЗИНГ ПРОЦЕССУ» ИЗГОТОВЛЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Ф.З. Утяшев¹, Р.Ю. Сухоруков²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*

В сообщении обоснована возможность применения более экономичного процесса получения сверхпластичных УМЗ полуфабрикатов из суперсплавов методом кручения с осевым нагружением в сравнении с широко используемой американской «гаторайзинг-технологией».

Определены рациональные температурно-скоростные условия, а также степень деформации заготовки, обеспечивающие формирование однородной ультрамелкозернистой структуры в суперсплавах в процессе её кручения при сжатии или при растяжении [1].

Выполнен анализ рационального распределения сдвиговой и ротационной компонент конечной деформации [2]. Аналитически решена задача определения напряженно-деформированного состояния заготовки, учитывающая влияние внешнего и внутреннего трения материала, а также условия осуществления процесса, обеспечивающего существенное снижение осевой нагрузки, необходимой для повышения стойкости изотермического инструмента.

Приведены примеры конструктивно-технологических решений процессов, позволяющих осуществлять передачу момента кручения от деформирующего инструмента заготовке без проскальзывания и адгезии, а также обеспечить минимальное контактное трение заготовки с инструментом.

Работа выполнена в рамках госзадания ИПСМ РАН 122011900470-7.

Литература:

1. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Валитов В.А. Теоретические основы использования интенсивной пластической деформации для формирования ультрамелкозернистой структуры в суперсплава // Проблемы машиностроения и автоматизации, 2021, №3, с.72-79.
2. Ф.З. Утяшев, Р. Ю Сухоруков. Механика интенсивной пластической деформации в процессах измельчения зерен в суперсплавах // Доклады академии наук, Физика, Технические науки. - 2022, Т.504, №2, С. 66-67.

ОСОБЕННОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОЙ И ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

Э.А. Ушанова^{1,2,3}, Н.Ю. Золоторевский^{2,3}, В.В. Рыбин^{2,3}, С.Н. Петров¹

¹НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

³Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального исследовательского центра «Институт прикладной физики РАН», Нижний Новгород
elinaus@mail.ru

Явление фрагментации, сопровождающее пластическую деформацию металлических материалов, вызывает большой интерес, поскольку позволяет получать ультрамелкозернистые материалы, обладающие уникальным сочетанием прочностных свойств. В то же время, начальная стадия фрагментации, на которой начинают формировать большеугловые границы деформационного происхождения, исследована еще недостаточно. В докладе представлены результаты изучения эволюции фрагментированной структуры при истинных деформациях до ~ 1.6 на примере технически чистого железа, деформированного растяжением при комнатной температуре и при 600°C . Структуру на участках, расположенных в шейке деформированных до разрушения образцов на разных расстояниях от излома, анализировали посредством EBSD. С помощью ранее разработанного метода отделяли вклад большеугловых границ деформационного происхождения в общее распределение разориентировок от вклада исходных границ зерен. Показано, что увеличение удельной длины (т.е. длины на единицу площади образца) малоугловых границ с ростом степени деформации выходит на насыщение, в то время как удельная длина большеугловых границ непрерывно возрастает во всем интервале изученных деформаций. Накопление большеугловых границ происходит существенно быстрее при холодной деформации (рис. 1), главным образом, за счет формирования переходных зон между «полосами деформации» – частями зерна, испытывающими различную переориентацию.

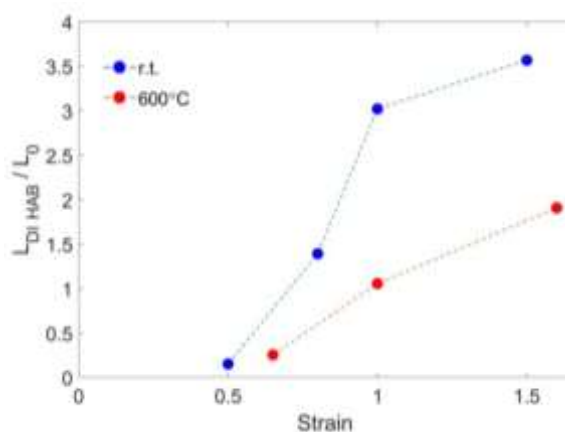


Рис.1. Влияние степени деформации на накопление большеугловых границ в железе при комнатной температуре (r.t.) и при 600°C . По оси ординат – отношение удельной длины большеугловых границ деформационного происхождения ($L_{Di HAB}$) к удельной длине границ зерен в исходном поликристаллическом железе (L_0).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ

А.Г. Фазлитдинова, В.А. Тюменцев

Челябинский государственный университет, Челябинск
fazlitdinovaag@mail.ru

Эксплуатационные свойства графитированных углеродных материалов, углеродных волокон и углерод-углеродных композитов во многом определяются закономерностями формирования кристаллической структуры в процессе. Для диагностики структуры углеродных материалов на различных этапах получения широко применяют методы рентгеноструктурного анализа. В частности, сделан вывод о достаточно плавном уменьшении межслоевого расстояния и увеличении средних размеров областей когерентного рассеяния при повышении температуры графитации. Вместе с тем в ряде работ показано, что по мере повышения температуры обработки углеродного материала или диспергирования графита, на зависимостях изменения d_{002} наблюдаются плато при значениях $\sim 3,36$, $\sim 3,37$, $\sim 3,40$, $\sim 3,425$, $\sim 3,44$ и $3,55/3,68$ Å [1, 2]. Обозначим эти метастабильные состояния K_1 , K_2 , ... K_6 . Авторы полагают, что ступенчатое изменение d_{002} может быть обусловлено формированием метастабильных углеродных фаз, отличающихся значением межслоевого расстояния.

В работе изучено изменение структуры природного графита (Тайгинское месторождение) и высокомодульного углеродного волокна, измельченных в планетарной мельнице в атмосфере воздуха. По мере диспергирования углеродного материала, как показано на рис.1, наблюдается увеличение асимметрии и интегральной ширины максимума 002. Этот эффект может быть обусловлен формированием метастабильных состояний, параметр d_{002} которых отличается от графита. В связи с этим нами были разложены асимметричные максимумы 002 образцов на минимальное количество компонент, описываемых функцией Войта. Показано, что максимумы 002 углеродного материала, прошедшего длительное диспергирование, можно представить в виде двух или трех компонент (коэффициент детерминации R^2 от 0,955 до 0,998).

Полученная зависимость компонентного состава от продолжительности диспергирования позволяет предположить, что процесс перехода углеродного материала в неупорядоченное состояние, по-видимому, развивается через ряд метастабильных состояний.

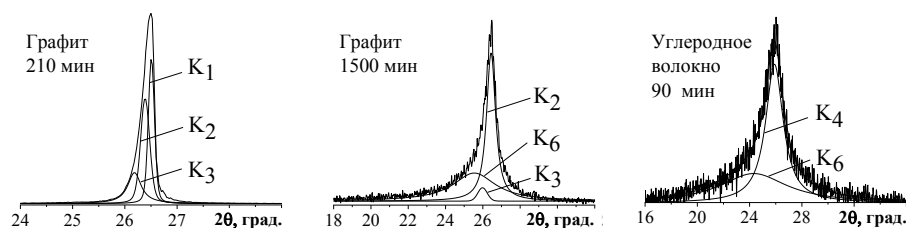


Рис. 1. Изменение профиля дифракционных максимумов 002 образцов в зависимости от продолжительности диспергирования и результаты разделения асимметричных максимумов на компоненты

Литература

1. Lachter J., Bragg R.M. // Phys. Rev. B. 1986. V.33. №12. P.8903
2. Aladekomo J.B., Bragg R.H. // Carbon. 1990. V.28. № 6. P.897-906

ФОРМИРОВАНИЕ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ СПЛАВА Cu-Cr-Ag С ОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ РКУП – КОНФОРМ

Фаизова С.Н.^{1,2}, Аксенов Д.А.³, Фаизов И.А.⁴

¹СФ Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия

²Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия

⁴ООО «БашНИПИнефть», г. Уфа, Россия

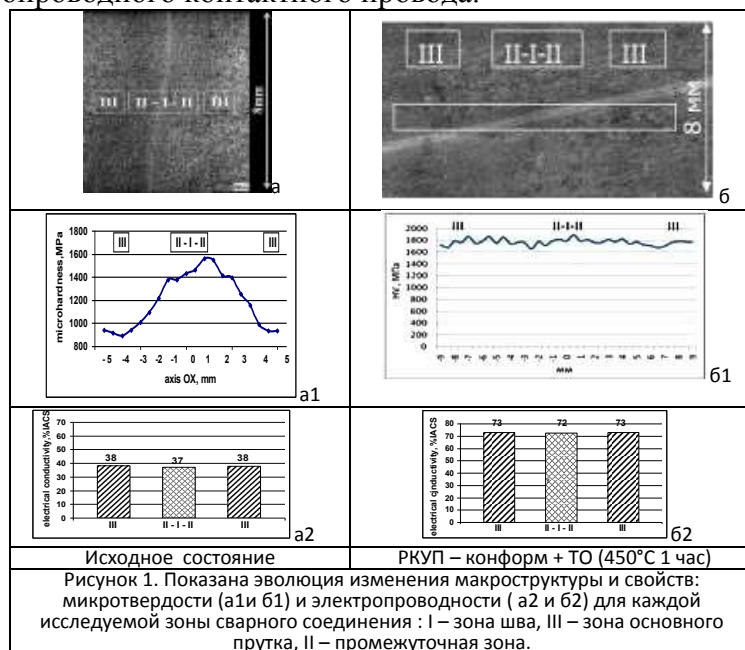
snfaiz@mail.ru

Для изготовления электропроводного контактного провода необходимо получение длинномерных прутков. Изготовление таких проводов из низколегированного высокоэлектропроводного сплава Cu-0.5%Cr-0.1Ag представляет специальную задачу, поскольку при литье данного сплава сложно приготовить большие по массе слитки однородного химического состава. В связи с чем, приходится использовать методы сварки для соединения нескольких прутков. Применение резистивных методов сварки или методов холодной сварки не позволяют получить однородную структуру по всей длине прутка и, как следствие, свойств. Для выравнивания структуры в области сварного шва и прилегающих областей прутка необходимо применение дополнительных механических обработок прутка. Однако практически все известные традиционные методы обработки металлов приводят к изменению геометрических параметров прутков, что не всегда соответствует требованиям технологии изготовления высокоэлектропроводного контактного провода.

Метод равноканального углового прессования представляется наиболее перспективным методом для решения данной проблемы. Главным достоинством данного метода является то, что при прохождении оснастки, состоящей из двух пересекающихся каналов равного сечения, не меняется и сечение выходящего образца - образец можно деформировать многократно без изменения сечения.

В работе представлены сравнительные данные об изменении структуры и свойств прутка сплава Cu-0.5%Cr-0.1Ag, имеющего сварное соединение после того, как он был подвергнут равноканальному

угловому прессованию (РКУП) на специальной установке РКУП–конформ. В результате обработки прутков по оптимизированным режимам РКУП–конформ с последующей термообработкой была получена однородная структура по всей длине прутка (Рисунок 1), имеющая соответствующие одинаковые показатели прочности и электропроводности.



ЭВОЛЮЦИЯ ГЦК КРИСТАЛЛОВ С ТРОЙНЫМИ ТОЧКАМИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ

Е.В. Фомин¹, А.Е. Майер²

¹Челябинский Государственный Университет, Челябинск

²Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск

fomin33312@gmail.com

В нанокристаллических металлах эффекты со стороны границ зерен имеют значительное влияние на прочностные и пластических свойства [1]. Работа посвящена изучению движения границ зерен, тройных точек границ зерен, зарождения дислокаций и двойников с тройных точек в ГЦК алюминии (рис. 1). Для реализации исследования использовался метод молекулярной динамики [2], где межатомные взаимодействия определялись ADP потенциалом [3]. Движения границ зерен и зарождение дефектов кристаллической структуры происходит в процессе сдвиговой деформации (рассматривались скорости деформации 1.5×10^8 и 4×10^8 при температуре системы 300 К). Результаты моделирования показывают, что повышенные сдвиговые напряжения локализуются в областях рядом с тройными точками и границами зерен – это стимулирует испускание с них дефектов. Анализ атомной и дислокационной подсистемы в кристалле выполняются с помощью пакета OVITO [4].

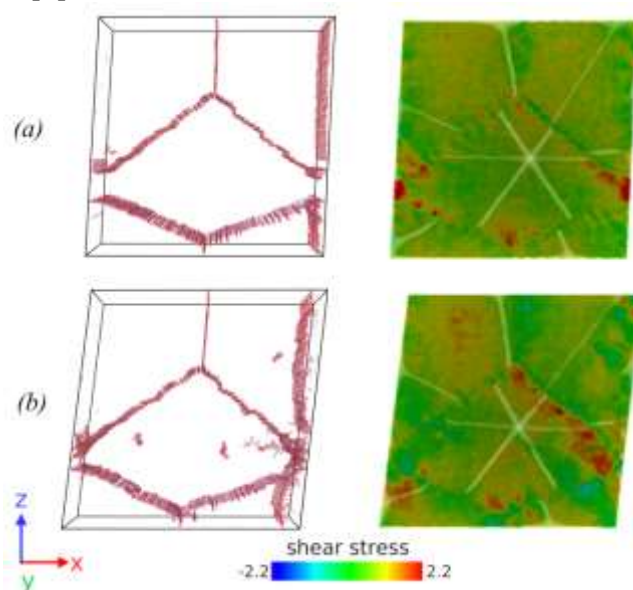


Рис. 1. Результаты молекулярно-динамического моделирования сдвиговой деформации поликристалла алюминия; представлены распределения дефектов и сдвиговых напряжений в кристалле: (а) время моделирования 176 пс, (б) время моделирования 408 пс.

Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-00) и грантом РНФ (проект № 20-11-20153) в части развития нейронных сетей для описания эмиссии дислокаций.

Литература

1. Z.F. Zhang, Z.G. Wang // Progress in Materials Science. 2008. V. 53. P. 1025–1099.
2. S. Plimpton // Journal of Computational Physics. 1995. V. 117. P. 1–19.
3. F. Apostol, Yu. Mishin // Physical Review B. 2011. V. 83. P. 054116.
4. Stukowski // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2010. V. 18. P. 015012.

ПОВЫШЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ 9-12 % Cr

А.А. Фрик^{1,2}, М.А. Никитина^{1,2}, Р.К. Исламгалиев¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Бакирский государственный университет, Уфа

frikaleksandra@gmail.com

Для увеличения срока службы и эффективности работы изделий, изготовленных из ферритно-мартенситных сталей, применяются различные виды деформационно-термических обработок. В данной работе исследовано влияние различных температурных режимов на структуру и прочностные свойства ферритно-мартенситной стали ЭИ-961Ш, подвергнутой прокатке и дополнительной закалке. Применение холодной прокатки в диапазоне температур ниже 30% от $T_{пл}$ приводит к повышению прочностных характеристик металла, таких как предел текучести, предел прочности и твердость, однако при этом с увеличением степени деформации происходит резкое снижение пластичности [1, 2]. Авторами в работе [3] было показано, что использование последующей термообработки в виде нагрева выше температуры фазового превращения феррит/аустенит (перезакалка) позволяет увеличить функциональные характеристики металла.

Применение прокатки приводит к значительным структурным изменениям. Увеличение степени обжатия приводит к формированию полосовой структуры. При достижении деформации 70 % формируется текстура по направлению прокатки. При этом происходит перераспределение грубых карбидов, которые выстраиваются цепочками вдоль границ зерен. После прокатки и перезакалки в структуре стали формируется равноосная структура.

Установлено, что использование прокатки и перезакалки приводит к увеличению микротвердости образцов до 4280 МПа, что на 34% выше, чем у образцов, подвергнутых СТО.

Применение деформационной обработки в виде прокатки в сочетании с дополнительной закалкой с температуры выше фазового превращения феррит/аустенит позволяет увеличить предел временного сопротивления разрушению на 53% до 1380 МПа, при сохранении пластичности на уровне 17%. Предполагается, что дополнительным упрочняющим фактором явилось формирование структуры, содержащей двойниковые границы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006 «Фундаментальные исследования новых принципов создания перспективных электромеханических преобразователей энергии с характеристиками выше мирового уровня, с повышенной эффективностью и минимальными удельными показателями, с использованием новых высокоэффективных электротехнических материалов».

Литература

1. Шахова Я.Э., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н. Влияние холодной прокатки на структуру и механические свойства аустенитной коррозионностойкой стали 10X18H8ДЗБР // Металлы. 2012. No 5. С. 38–45.
2. Однобокова М.В., Беляков А.Н. Влияние холодной прокатки и последующего отжига на микроструктуру и микротекстуру аустенитных коррозионностойких сталей // Деформация и разрушение материалов. 2018. No 9. С. 23–32.
3. Nikitina M. A, Islamgaliev R. K., Ganeev A. V., Sitdikov V. D Microstructure and Fatigue of Ultrafine-Grained Ferritic/Martensitic Steel – Advanced Engineering Materials – 2020 – Vol. 22, – P. 163-170.

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК12Д ПОСЛЕ ОБРАБОТКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ

**Н.Ф. Хайретдинов¹, Р.Р. Латыпова^{1,2}, Д.Б. Кабирова², М.Ф. Имаев¹,
Р.Ф. Фазлыяхметов¹**

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Башкирский государственный университет, Уфа*

marcel@imsp.ru

Сплавы на основе алюминия и кремния (силумины) широко применяют в производстве деталей двигателей внутреннего сгорания (ДВС). При работе детали ДВС испытывают большие тепловые и механические нагрузки. Существуют различные методы улучшения свойств поверхности этих деталей: анодирование [1], хромирование [2], лазерное легирование [3] и др. Одним из перспективных методов обработки поверхности является обработка трением с перемешиванием (ОТП). ОТП позволяет локально и на довольно большую глубину проработать микроструктуру сплава [4], тем самым улучшить многие эксплуатационные характеристики. Представляется перспективным попытаться улучшить поверхностные свойства деталей ДВС методом ОТП. Однако важно знать, насколько микроструктура и прочность зоны ОТП устойчивы к температурным воздействиям. Целью данной работы было исследовать влияние отжига и последующего старения на микроструктуру и микротвердость сплава АК12Д, предварительно подвергнутого ОТП.

Пластины сплава АК12Д толщиной около 5 мм подвергали ОТП по следующему режиму: давление 20 МПа, угловая скорость 1000 об/мин, линейная скорость 30 мм/мин, высота наконечника 3,5 мм. Образцы для исследования вырезали перпендикулярно направлению поступательного движения инструмента. Далее образцы отжигали по 1 ч в интервале температур 150–550°C, закаливали в воду и подвергали естественному старению длительностью 3 мес. Методом РЭМ была исследована термостабильность микроструктуры сплава АК12Д в различных зонах после ОТП и последующих отжигов. Были рассчитаны объемные доли дендритов и толщины прослоек эвтектики в зависимости от температуры. Установлено, что ни в одной из зон отжига до T=550°C не привели к заметному изменению микроструктуры сплава.

Установлено, что температурные зависимости микротвердости зоны динамической рекристаллизации (зона ядра) и основного материала (вне зоны ОТП) имеют различный характер. Температурная зависимость базового материала имеет «V-образный» вид с минимумом после отжига при T=350°C. Температурная зависимость микротвердости зоны ядра постоянна вплоть до отжига при T=400°C, далее увеличивается и практически совпадает с температурной кривой основного материала. Обсуждаются возможные причины постоянства микротвердости сплава в зоне ядра после отжигов вплоть до T=400°C.

Литература

1. Гальванические покрытия в машиностроении: справочник в 2-х томах, т.1. / под ред. Шлугера М.А. - М.: Машиностроение, 1985. — 122 с.
2. Крагельский, И. В. Трение, изнашивание и смазка: справочник в 2-х кн. Кн. 2. / под ред. И. В. Крагельского, В. В. Алисина. - М.: Машиностроение, 1979.-358 с.
3. Дериглазова, Н.Ф. Лазер легирует материал верхней канавки поршня и упрочняет поршневые кольца / Н. Ф. Дериглазова, Б. Ф. Мульченко, И. В. Боголюбова и др. // Автомобильная промышленность. 1993. №12. С. 27-28.
4. Mahmoud T.S. //Surface and Coatings Technology. 2013. V.228. P. 209–220.

ВЛИЯНИЕ ОСЕВОГО УСИЛИЯ ПРИ БЕСПИНОВОЙ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТЫКОВОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6063

Н.Ф. Хайретдинов, Д.Б. Кабирова, М.Ф. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marcel@imsp.ru

Стыковая сварка тонких листов всегда оставалась актуальной задачей. В данной работе для решения этой задачи предпринята попытка разработать методику соединения тонких листов методом сварки трением с перемешиванием (СТП). СТП проводили специальным инструментом, состоящим только из заплечика (без наконечника). На заплечике имелось два спиралевидных выступа высотой около 0,3 мм (рис.1). Выступы при вращении инструмента перемещают материал к оси заплечика, способствуя соединению заготовок.

Целью работы было определить влияние осевого усилия (давления) при СТП на толщину формирующегося стыкового соединения двух листов алюминиевого сплава 6063 толщиной 3 мм. СТП проводили при следующих режимах: угловая скорость – 1000 об/мин, линейная скорость – 30 мм/мин, осевое усилие 1-3 кН.

Установлено, что толщина сформированного соединения почти прямо пропорциональна осевому усилию (рис. 2). Соединение листов толщиной 3 мм практически полностью формируется при усилии 3 кН (давление около 15 МПа). Микротвердость в зоне теплового воздействия и основного металла выше, чем в зоне сварного соединения, что объясняется частичным растворением и укрупнением дисперсоидов в зоне СТП.

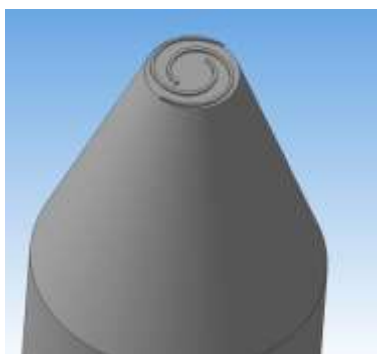


Рис.1. Модель заплечика со спиралевидными выступами.

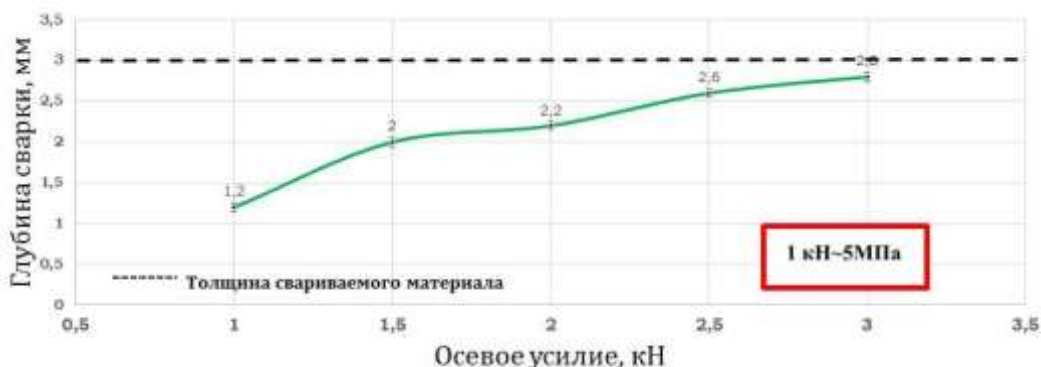


Рис. 2. Толщина сформированного соединения в зависимости от осевого усилия СТП.

ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СО СТРУКТУРОЙ $L1_0$

А.Р. Халиков¹, Ю.В. Бебихов², С.В. Дмитриев^{3,4},

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Политехнический институт (филиал) в г. Мирном Северо-Восточного федерального университета, Мирный 678170, Республика Саха (Якутия), Россия

³Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
khalikov.albert.r@gmail.com

Решается задача описания всех возможных планарных сверхструктурных дефектов (ПСД) в сплавах структуры $L1_0$ на основе ГЦК-решетки, см. рис. 1(а). Такие дефекты образуются в процессе упорядочения по механизму зарождения и роста в результате столкновения различных доменов упорядоченной фазы или как результат скольжения дислокаций [1]. Подход к кристаллогеометрическому анализу ПСД в упорядоченных сплавах был разработан в работе [2]. На рис. 1(а-ф), показаны все возможные энергетически эквивалентные и геометрически различные представления сверхструктуры $L1_0$ полученные сдвигами векторов решетки и преобразованиями точечной симметрии.

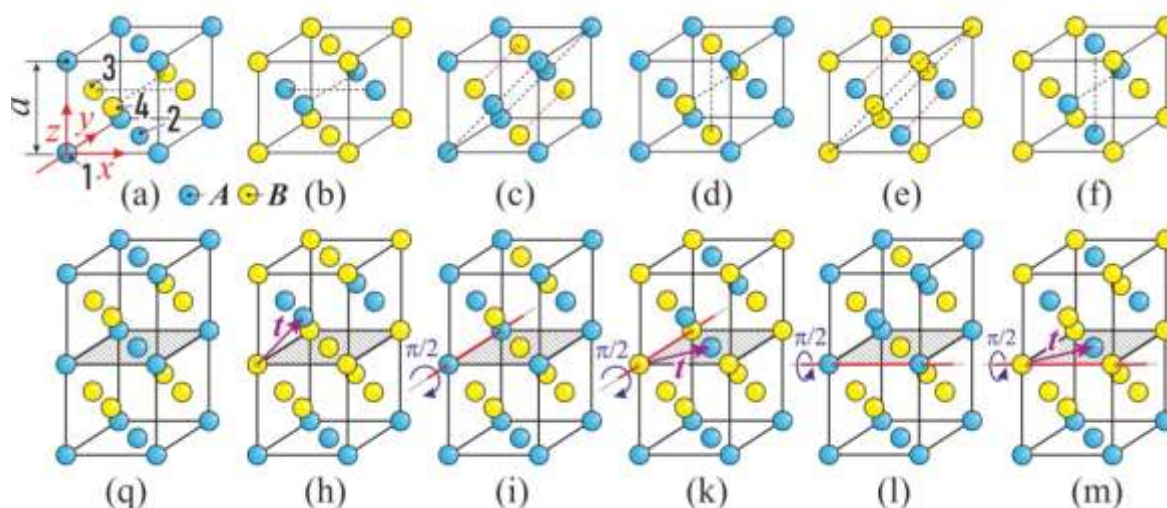


Рис. 1. (а-ф) Энергетически эквивалентные представления структуры $L1_0$.
(g-m) Возможные ПСД в структуре $L1_0$.

На рис. 1(g-m) изображены пять различных типов ПСД с ориентацией (001), плоскость дефекта заштрихована.

Таким образом, решена задача по определению всех возможных ПСД для сверхструктуры $L1_0$. Методы анализа, применяемые в данной работе, могут быть использованы для других упорядоченных сплавов.

Работа С.В. Дмитриева была поддержана Российским научным фондом, грант № 21-12-00229.

Литература

1. Kikuchi, R., Cahn, J.: Theory of interphase and antiphase boundaries in f.c.c. alloys. Acta Metallurgica **27** (8) 1337–1353 (1979)
2. Khalikov, A.R., Starostenkov, M.D., Korznikova, E.A., Sharapov, E.A., Dmitriev, S.V.: Structure and energy of planar superstructure defects in X_2YZ Heusler alloys. Intermetallics **137**, 107276 (2021)

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ZN-CU-AG ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Э.Д. Хафизова, М.В. Поленок, А.И Салихов, Р.К. Исламгалиев

*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
ela.90@mail.ru*

В последнее время цинковые сплавы начали рассматривать как перспективный материал в медицине для создания биоразлагаемого имплантата. Цинк и его сплавы имеют хорошую биосовместимость и имеют свойство постепенно растворяться в организме [1]. К сожалению, чистый цинк является хрупким материалом и имеет низкие механические свойства. Для повышения механических свойств металлических материалов часто используются твердорастворное, дисперсионное и зернограничное упрочнения. Особый интерес вызывает измельчение зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в основе которых лежит применение больших пластических деформаций при повышенном давлении и относительно низкой температуре фазового перехода [2].

Данная работа посвящена изучению структуры и механических свойств цинкового сплава Zn-Ag-Cu после различных видов интенсивной пластической деформации. Интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) проводили при разных температурах и при разных степенях деформации (с разным количеством оборотов), равноканальное угловое прессование (РКУП) проводили при температуре 150-200°C по маршруту Вс, с углом пересечения каналов 120°, 4 прохода.

С увеличением степени деформации при обработке методом ИПДК прочность сплава падает, а пластичность растет. Оба этих эффекта, т.е. уменьшение прочности и увеличение пластичности, как известно, являются характерными признаками развития зернограничного проскальзывания в УМЗ образцах, и могут проявляться в исследуемых ИПДК образцах сплава Zn-4Ag-Cu вследствие сильного измельчения среднего размера зерна.

После РКУП 150°C эвтектика сплавов сильно измельчилась и довольно равномерно распределилась по объему сплава, повышая его предел прочности до 348 МПа с относительным удлинением 28%. Для сравнения в КЗ образцах наблюдались 195 МПа и 13%, соответственно.

При исследованиях термической стабильности до температуры 350°C микротвердость РКУП образцов сплава Zn-4Ag-1Cu практически не изменилась, что говорит об эффективном барьере вторых фаз для миграции границ зерен при нагреве материала.

Исследование прочностных свойств выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках гос. задания ФГБОУ ВО «УГАТУ» (соглашение №075-03-2022-318/1) молодежной НИЛ НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследование микроструктуры проводили при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ_а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов». Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УГАТУ.

Литература

1. Li G., Yang H., Zhen Y., Chen X.-H., Yang J.-A., Zhu D., Ruan L., Takashima K.. Challenges in the use of zinc and its alloys as biodegradable metals: Perspective from biomechanical compatibility// Acta Biomaterialia.2019. Vol. 97. P 23–45.
2. Валиев, Р.З. Жияев А.П., Лэнгдон Т. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Санкт-Петербург: Эко-Вектор, 2017. 479 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИСТОВ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti-Er-Mn

Хомутов М.Г., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.

*НИТУ «МИСЦ», Россия, Москва
khomutov@misis.ru*

Исследована структура и свойства листов из сплавов Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti-Er легированных марганцем. После прокатки листы исследуемого сплава закаливали с 465°C (отжиг в течение 15 мин), а затем старили при температурах 120-250°C (см. рисунок 1а). Максимальный прирост твердости наблюдается во время старения при температуре 120°C. Отжиг в течение 15 минут при температуре закалки 465°C формирует в микроструктуре сплава однородную рекристаллизованную структуру (см. рисунок 1б). После закалки и старения при 120°C (16 ч) по результатам испытаний на растяжение исследуемый сплав имеет предел текучести ($\sigma_{0,2}$) ~420 МПа, предел прочности (σ_B) ~520 МПа и относительное удлинение (δ) более 10% (см. таблицу 1).

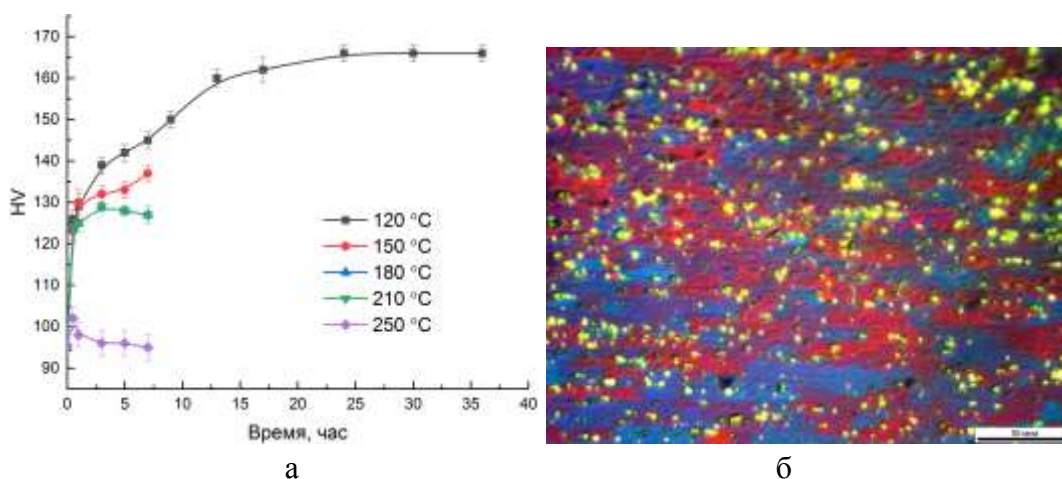


Рисунок 1 – Зависимости твердости HV от времени старения листов при разных температурах после закалки с 465°C с выдержкой 15 минут (а) и микроструктура сплава после закалки (б).

Таблица 1 – Механические свойства на растяжение после прокатки, закалки и старения

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
120°C, 16 ч	419±4	522±1	10,5±1,5
150°C, 5 ч	349±1	492±5	13,8±0,5
150°C, 3 ч	325±9	477±7	8±1

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10142, <https://rscf.ru/project/22-79-10142>.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТНЫЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-1%Zn, ОБРАБОТАННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Г.Д. Худододова^{1,2}, О.Б. Кулясова^{1,2}, Р.К. Исламгалиев²

¹Башкиский государственный университет, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет
khudododova.gd@gmail.com

Легкие металлы, такие как сплавы магния, вызывают растущий интерес из-за их потенциального применения во многих областях, таких как транспорт, аэрокосмическая и биомедицинская области [1]. Доказано, что Zn является эффективным упрочняющим материалом и измельчителем зерна для сплавов на основе Mg, что может повысить механические характеристики сплавов на основе Mg с равномерно распределенными соединениями Zn или Mg-Zn. [2]. Кроме того, на коррозионную стойкость сплавов MgZn также сильно влияет добавка Zn.

В работе рассмотрено структурно-фазовое изменение, сформированного методом ИПДК и с последующими термическими обработкой, его влияние на коррозионную стойкость и прочностных свойств. Исходные образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 430°C в течение 24 ч. Формирование наноструктурного состояния осуществляли методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при комнатной температуре. Для исследования структурно-фазовых изменений эти образцы отжигали при температуре 300°C в течение 1 часа, с последующей закалкой в воде. Исследование твердость проводились методом Викерса. Анализ коррозионных свойств оценивали гравиметрическим методом.

Структура сплава Mg-1%Zn после гомогенизационного отжига состоит из равноосных зерен α -Mg со средним размером 555 мкм (рис. 1а). Структура методом ИПДК сформированной нанокристаллической структуры состоит из среднего размера зерна 250 нм (рис.1б). Структура имеет высокую плотность дислокаций. В результате дополнительного отжига ИПДК образцов при T=300°C структура сплава трансформируется в крупзернистую со средним размером зёрен 24,5 мкм (рис. 1в). При обработке ИПДК получено наибольшее коррозионной стойки 0,44 мм/г (рис.1д), что является оптимальным сочетанием прочностных 94,41HV (рис. г) и коррозионных свойств исследуемого материала.

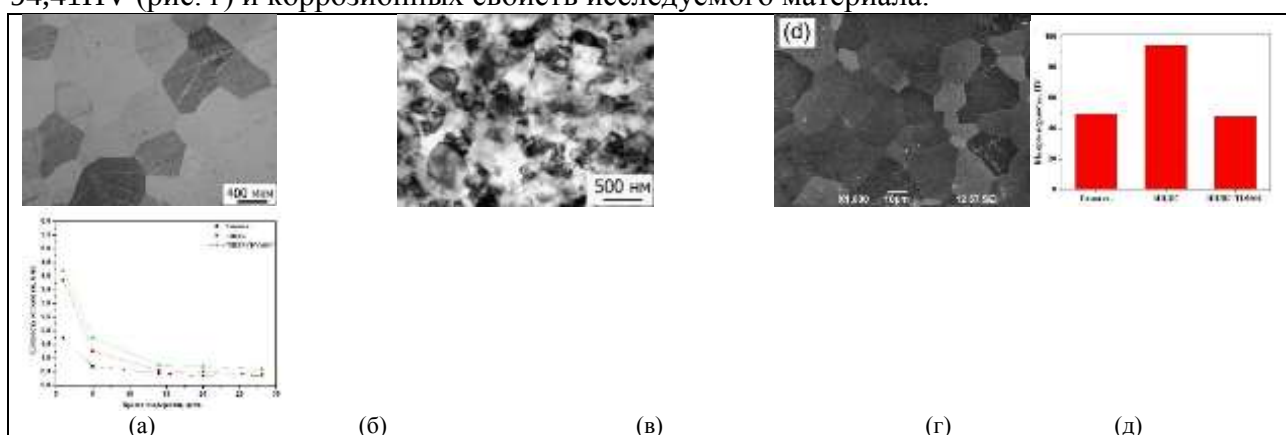


Рис. 1. Структура сплава Mg-1%Zn: (а) Гомогенизированное состояние, (б) после ИПДК, (в) ИПДК+ТО300°C, (г) микротвердость и (д) скорость коррозии в течение месяца

Литература

1. K.U. Kainer. Magnesium Alloys and Technology[M]. Weinheim: Wiley-vch, 2003
2. W. Zhao, Q. Jiao, P. Chen, Sh. Yan, Y. Zhu, B. Zhang, X. Zeng, D. Liu, Y. Ou, F. Wang // Synergetic energetic kinetics of Mg-Zn alloys and pyrotechnics. Combustion and Flame. Volume 240, 2022.

ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ В СПЛАВАХ TiNi РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

А.А. Чуракова^{1,2}, Э.М. Каюмова^{2,3}

¹Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского
центра Российской академии наук, г. Уфа, Россия,

²Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

³Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Россия
churakovaa_a@mail.ru

Мартенситные превращения, в том числе в сплавах системы TiNi, протекают с изменением объема участвующих фаз [1]. Результаты исследований коррозионных характеристик никелида титана противоречивы [2]. Представляют интерес исследования по коррозионному поведению сплавов TiNi с различной микроструктурой, в том числе с мартенситной. В качестве материалов для исследования были выбраны два сплава системы TiNi различного химического состава: сплав 1 с мартенситной микроструктурой – Ti_{50,0}Ni_{50,0}, и сплав 2 с аустенитной структурой - Ti_{49,0}Ni_{51,0}. Для образования твердого раствора на основе TiNi проводилась закалка из области гомогенности (от 800 °С) в воду. После закалки образцы были деформированы путем равноканального углового прессованием по режиму В_с (6 проходов) при T = 450 °С. В качестве коррозионной среды использовался водный раствор NaCl и H₂SO₄. Структурные исследования образцов после коррозионных испытаний проводились с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6490LV. Параметры электрохимической коррозии определяли с помощью универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала со скоростью 100 мВ/с в электрохимической ячейке с разделением рабочего электрод и электрод сравнения электролитическим ключом. В крупнозернистом сплаве Ti_{50,0}Ni_{50,0} значительных коррозионных повреждений не наблюдается; продукты коррозии хорошо видны в темном поле, снятом с помощью инвертированного микроскопа. В ультрамелкозернистом состоянии наблюдаются значительные коррозионные повреждения в виде питтингов, размер которых составляет несколько микрометров. Исследования сплава Ti_{49,0}Ni_{51,0} в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях показали, что скорость коррозионного разрушения в крупнозернистом сплаве выше, чем в ультрамелкозернистом. Рентгенофазовый анализ сплавов TiNi выявил, что в результате коррозионных процессов происходит изменение фазового состава сплава, сопровождающееся образованием гидрида TiNi - TiNiH_{1,4}. В ультрамелкозернистом состоянии объемная доля образовавшегося гидрида выше, чем в крупнозернистом. Это характерно для обоих сплавов, однако в мартенситном сплаве объемная доля выше, чем в аустенитном. Как известно, сплав в аустенитном состоянии более устойчив к коррозии, так как имеет меньшее количество дефектов по сравнению с мартенситным состоянием. Проведенные испытания методом электрохимической коррозии показали аналогичную тенденцию поведения в агрессивной среде.

Работа поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-6202.2021.1.2).

Литература

1. Никелид титана, структура и свойства / Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В., М.: Наука, 1992. 161 с.
2. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. / Ed. by: V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault and F. Trochu. Montreal: Ecole de technologie superieure (ETS), Canada, 2003. 851 p.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ 700°C

М.Р. Шагиев, А.А. Круглов, О.А. Руденко, М.А. Мурзинова

*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа
marat@imsp.ru*

Сверхпластическая формовка (СПФ) является перспективной технологией получения изделий сложной формы, однако ее широкое применение для промышленных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов сдерживается необходимостью осуществления процесса при высоких температурах (850-950 С) и низких скоростях деформации (10^{-3} - 10^{-4} с $^{-1}$) [1]. Снижение температуры СПФ может быть достигнуто посредством формирования в материалах ультрамелкозернистой структуры [1-2], однако это весьма дорого и трудоемко. Использование защитной атмосферы существенно замедляет поверхностное окисление заготовок и позволяет проводить СПФ промышленных листов из сплава ВТ6 при пониженной температуре $T=700^{\circ}\text{C}$, но при этом значительно увеличивается время формообразования [3], что также нетехнологично. Между тем, недавно было показано [4], что в ($\alpha+\beta$)-титановых сплавах может быть реализована низкотемпературная сверхпластичность за счет оптимизации их химического и фазового составов. Методом компьютерного моделирования продемонстрировано, что такие сплавы, по сравнению с ВТ6, имеют лучшую формуемость при температурах 700-750°C [4].

В данной работе проведена экспериментальная проверка результатов моделирования, приведенных в статье [4]. Формуемость оценивали по времени формообразования модельных полусфер радиусом 35 мм. Для СПФ использовали листы из промышленного сплава ВТ6 и перспективного сплава Ti-1,5Al-1,5V-2,75Fe-3,0Mo-0,25Ni-0,1B (вес. %), разработанного Е. Alabort и др. [4], толщиной 1 мм с исходной мелкозернистой структурой ($d\sim 1$ -3 мкм). Квази-свободная формовка в цилиндрическую матрицу осуществлялась в вакуумной печи при 700°C и постоянном давлении инертного газа $p=2$ МПа. Схема СПФ оснастки представлена в работе [5]. Проведенные исследования продемонстрировали возможность формовки при 700°C мелкозернистых титановых сплавов: как перспективного сплава с улучшенными сверхпластическими свойствами, так и промышленного сплава ВТ6, что ранее считалось невозможным [5]. Эксперименты качественно подтвердили результаты компьютерного моделирования: время формообразования полусферы из перспективного сплава составило всего $\tau=235$ с, тогда как для промышленного сплава ВТ6 - $\tau=8700$ с. После СПФ при 700°C в исследуемых сплавах наблюдалось повышение однородности микроструктуры и размытие кристаллографической текстуры, причем наиболее ярко это проявилось в случае сплава ВТ6 с исходной неоднородной структурой.

Литература

1. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия. 1984. 264 с.
2. Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров, В.М. Имаев, М.Ф. Имаев, В.А. Валитов, Р.М. Галеев, С.В. Дмитриев, А.В. Корзников, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, М.В. Маркушев, Р.В. Сафиуллин, О.Ш. Ситдилов, В.Г. Трифонов, Ф.З. Утяшев. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука. 2014. 284 с.
3. М.Р. Шагиев, М.А. Мурзинова // Письма о материалах. 2021. Т. 11. № 4с. С. 553-556.
4. E. Alabort, D. Barba, M.R. Shagiev, M.A. Murzinova, R.M. Galeev, O.R. Valiakhmetov, A.F. Aletdinov, R.C. Reed // Acta Materialia. 2019. V. 178. P. 275-287.
5. О.А. Руденко, А.А. Круглов, Р.В. Сафиуллин, О.Р. Валиахметов, Р.Я. Лутфуллин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. № 4. С. 5-9.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОДОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

**Я.С. Шадрина¹, А.В. Нохрин¹, В.Н. Чувильдеев¹, В.И. Копылов^{1,2}, А.А. Бобров¹,
Н.Н. Берендеев¹**

¹Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

²Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, Минск
yashadrina@nifti.unn.ru

Новые микролегированные алюминиевые сплавы должны в перспективе обеспечить замену промышленного высоколегированного алюминиевого сплава 01417, который в настоящее время используется отечественной промышленностью для изготовления малогабаритных композитных проводов, но не обеспечивает необходимого уровня термической стабильности механических свойств. Целью работы является исследование термической стабильности малогабаритных композитных проводов, изготовленных из новых мелкозернистых алюминиевых сплавов.

Объектами исследования являются алюминиевые сплавы содержащие Zr, Sc, Hf, Si, Er, Nb: Al-0.25Zr-0.10Sc, Al-0.20Zr-0.10Sc-0.10Hf, Al-0.25Zr-0.05Sc-0.05Hf, , Al-0.25Zr, Al-0.25Zr-0.10Si, Al-0.25Zr-0.10Hf, Al-0.25Zr-0.25Hf, Al-0.25Zr-0.15Nb, Al-0.25Zr-0.25Er-0.1Si, Al-0.25Zr-0.25Er-0.1Si-0.2Hf (масс.%). Образцы алюминиевых сплавов получали методом индукционного литья из высокочистого алюминия А99(997) с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Образцы проводов получались путем волочения при комнатной температуре в стане цепном CGD-CE 1200 Rodent (Ø8 мм → 4 → 1.25 → 0.26 мм). Перед волочением образцы подвергались равноканальному угловому прессованию и ротационной ковке для устранения макронеоднородности литой структуры. Исследования микротвердости H_v проводились в центре поперечного сечения провода с использованием твердомера Qness A60+. Для испытаний на разрыв проволоки была использована универсальная разрывная машина Lloyd Instruments LR5KPlus (скорость перемещения траверсы составляла 10 мм/мин).

В исходном состоянии литые сплавы имеют однородную крупнозернистую структуру в центральной части слитков, по краям образцов наблюдается структура столбчатых кристаллов. Соотношение площади занимаемой каждой из типов структур зависит, в первую очередь, от типа и концентрации легирующих элементов. После волочения в сплавах формируется однородная ультрамелкозернистая микроструктура со средним размером зерна ~0.5 мкм. Исследована термическая стабильность микроструктуры, микротвердости и удельного электросопротивления (УЭС) алюминиевых сплавов и проводов, изготовленных из данных сплавов. Выбраны оптимальные режимы предварительного отжига, обеспечивающие высокую стабильность мелкозернистой структуры. На основании анализа зависимостей УЭС от времени и температуры отжига, с использованием уравнения Мелла-Джонса-Аврами-Колмогорова, определены механизмы выделения частиц второй фазы при отжиге мелкозернистых алюминиевых сплавов.

Результаты механических испытаний показывают, что в исходном состоянии биметаллические провода имеют высокую твердость и прочность, относительное удлинение до разрушения мало (1-2% при комнатной температуре). Анализ диаграмм деформации показывает, что в исходном состоянии пластичность сплавов очень мала: стадия устойчивого пластического течения практически отсутствует, и сплавы хрупко разрушаются при достижении предела прочности. Максимальные значения предела прочности наблюдаются для сплавов системы Al-Zr-(Sc,Hf).

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 20-19-00672.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ КОНСОЛИДАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ

Э.Р. Шаяхметова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
elvina1408@yandex.ru

Ультразвуковая консолидация (УЗК) металлов является одним из способов изготовления трехмерных металлических деталей сложной формы путем последовательной ультразвуковой сварки тонких металлических листов (лент, фольг) [1]. УЗК позволяет получать твердофазные соединения между листами одинаковых по составу или различных металлов и сплавов, создавать слоистые композиты, состоящие из листов различных материалов и / или упрочненные волокнами. Многослойные детали из тонких листов меди, алюминия и никеля требуется, например, при производстве конденсаторов, литий-ионных аккумуляторов [2], теплообменников со сложными внутренними каналами [3]. При изготовлении теплообменников, работающих в агрессивных средах, широко используется никель, который имеет высокую теплопроводность и коррозионную стойкость в химических средах. Поэтому получение многослойных изделий из никеля имеет важный практический аспект. В настоящей работе рассмотрена структура слоистого образца, полученного УЗК тонких никелевых пластин с исходной ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой.

В качестве материала исследования был выбран никель марки НП2. Пластины с УМЗ структурой ($d=0,5$ мкм) получали методом кручения под высоким давлением на наковальне Бриджмена. Ультразвуковую консолидацию проводили с частотой 20 кГц и амплитудой 15 мкм под действием сжимающего усилия $P=6$ кН в течение 2 с. Микроструктуру изучали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH FEG в режиме обратно отраженных электронов и с применением ориентационного анализа (EBSD).

Исследование структуры слоистого образца, показало, что УМЗ структура после консолидации не сохраняется. Во всех слоях наблюдался рост зерен. Наиболее крупные зерна сформировались в нижних слоях, где их размер достигал 5 мкм, тогда как в верхних слоях – 1-2 мкм. В приконтактных областях образуется зона с крайне неоднородной структурой (рис. 1), где присутствует тонкий слой зерен размером до 1 мкм, выше и ниже которого наблюдаются зерна разных размеров, включая аномально крупные, достигающие в продольном направлении нескольких десятков микрометров.



Рис. 1. Ориентационная карта зоны соединения

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

1. Hehr A, Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing. Rapid Proto J. 2019;26:445–58. DOI: [10.1108/RPJ-03-2019-0056](https://doi.org/10.1108/RPJ-03-2019-0056)
2. Lee SS, Kim TH, et al. Characterization of joint quality in ultrasonic welding of battery tabs. J Manuf Sci Eng. 2013;135(2):021004–13. DOI: [10.1115/MSEC2012-7410](https://doi.org/10.1115/MSEC2012-7410)
3. Bakkar A, Ataya S, Badr O. Failure analysis of heat exchanger tubes of Ni-200 alloy in a titanium tetrachloride vaporizer. J Petrol Min Eng 2020;22(1):1–5.

ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД β -SiO₂ $\leftrightarrow$ α -SiO₂ В НАНОРАЗМЕРНОМ ДИОКСИДЕ КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОМ В СРЕДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

В.В. Шеховцов

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

shehovcov2010@yandex.ru

В связи с постоянно растущим спросом промышленности на различные наноматериалы разрабатываются различные методы их получения. Проведение экспериментальных работ и теоретические обсуждения, позволяют взглянуть на новые представления в области формирования полиморфных превращениях SiO₂ при традиционном и высокодисперсном строении порошковых материалов нагретых до температуры фазовых переходов. В данной работе, показан фазовый переход β -SiO₂ $\leftrightarrow$ α -SiO₂ в наноразмерном диоксиде кремния, полученном в среде термической плазмы. Экспериментальные исследования проводились на кафедре «Прикладная механика и материаловедение» ТГАСУ [1].

Полученный продукт конденсации (наноразмерный порошок) после воздействия термической плазмы характеризуется высоким содержанием аморфной фазы до 70 %. Это связано с высокой скоростью охлаждения парогазовой смеси на водоохлаждаемых стенках реактора. Зарегистрированный слабо интенсивный пик на 26° 2 θ , град. соответствует высокотемпературной модификации α -кварц: $a = 0.492$; $c = 0.540$ нм, пространственная группа P6₂2. При осаждении частиц на охлаждающиеся стенки реактора формируются области, где интенсивность закалки снижается за счет увеличения толщины слоя накопленного наноразмерного порошка SiO₂, что создает условия для кристаллизации. На рис. 1 представлен электронный снимок полученного порошка (а), рентгенограммы (б, в).

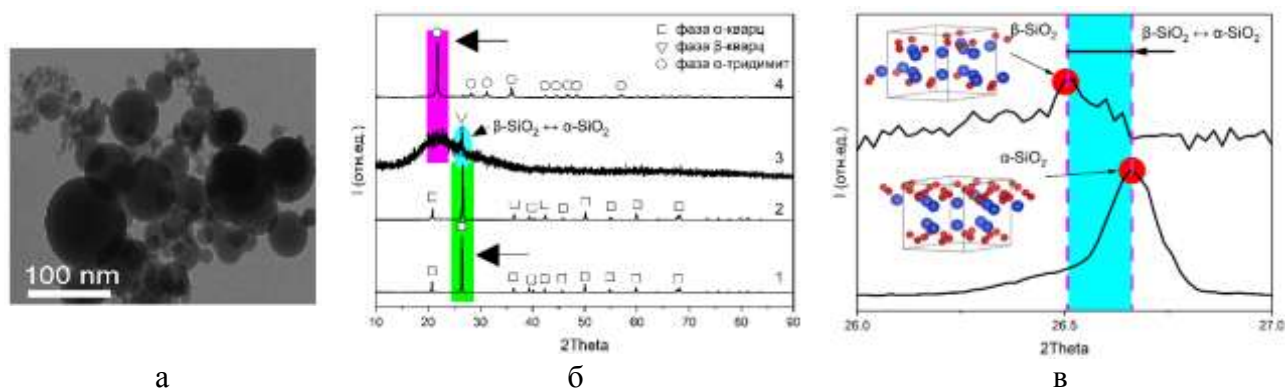


Рис. 1. Фазовый переход β -SiO₂ $\leftrightarrow$ α -SiO₂ в наноразмерном диоксиде кремния, полученном в среде термической плазмы: а – ПЭМ изображение; б, в – рентгенограммы

Установлено, что при равных условиях термического воздействия $\sim T_{\text{cal}}$ полученный нанопорошок порошковой модификацией β -кварц, позволяет произвести стабилизацию и сохранить наличие фазового перехода в α -тридимит модификацию SiO₂. Данный эффект достигается за счет высокой дисперсности и наличием связанных цепочек между наноразмерными частицами. Формируемые при конденсации цепочки в результате незначительного нагрева позволяют сформировать дисперсный слой представленный α -кварцем за счет высокого коэффициента поверхностного натяжения.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ МК-66.2022.4.

Литература

1. Shekhovtsov, V. V. // IEEE Transactions on Plasma Science. – 2021. – Vol. 49. – No 9. – P. 2618-2623. – DOI 10.1109/TPS.2021.3091138. – EDN IQOYWX.

ВЛИЯНИЕ ДЛИНЫ И ДИАМЕТРА ЧЕШУЙКИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА НА СОРБЦИОННУЮ ЁМКОСТЬ

Ширмаева А. А.¹, Апкадирова Н. Г.², Крылова К.А.²

¹ Башкирский государственный университет, Россия, РБ, г. Уфа

² Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия, РБ, г. Уфа

aliashirmaeva@yandex.ru

Исследование скомканных графеновых структур и некоторых других трехмерных материалов на основе графена является последней тенденцией в современной науке [1]. Скомканный графен (СГ) состоит из скомканных чешуек графена, связанных между собой силами Ван-дер-Ваальса. Такие структуры обладают наибольшей удельной площадью поверхности и высокой пористостью, благодаря чему сорбционная емкость этих материалов значительно выше, чем у других углеродных структур [2]. Благодаря этим свойствам, СГ является перспективным материалом для применения в качестве среды для хранения и транспортировки водорода. В связи с этим, целью данной работы является исследование с помощью молекулярно-динамического моделирования влияния длины и диаметра чешуйки СГ на сорбционную ёмкость при разной температуре (77 и 300 К) и внешнем давлении (1 и 140 атм.).

Наночешуйки СГ были получены путем вырезания атомных рядов из углеродных нанотрубок диаметром $D_1 = 9,5$ нм и $D_2 = 20$ нм и длиной $l_1 = 2,5$ нм, $l_2 = 5,0$ нм, $l_3 = 10$ нм. Полученная наночешуйка помещалась в атмосферу водорода, которая состояла из 7946 атомов Н. Молекулярно-динамическое моделирование проводилось с использованием программного пакета LAMMPS. Межатомное взаимодействие описывалось с помощью многочастичного потенциала AIREBO, который широко применяется для решения подобных задач.

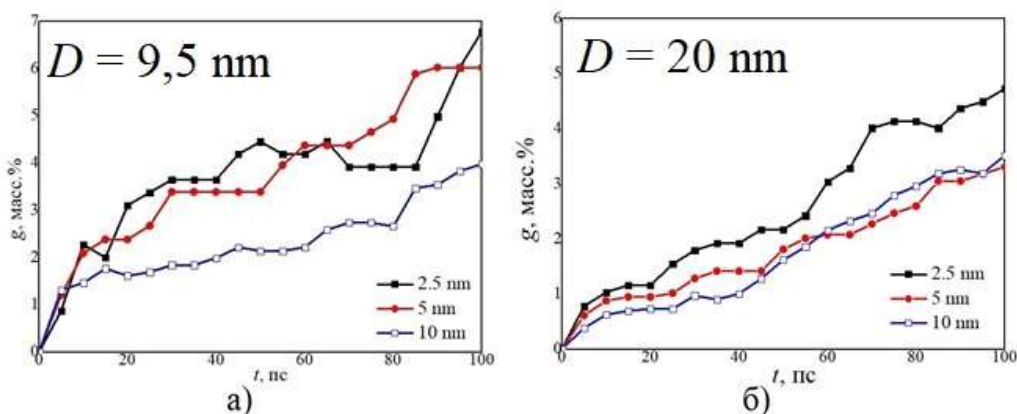


Рис. 1. а) зависимость гравиметрической плотности от времени для структур с $D = 9,5$ нм при 77К и 140 атм. D ; б) зависимость гравиметрической плотности от времени для структур с $D = 20$ нм при 77К и 140 атм.

Установлено, что наиболее оптимальное значение сорбционной емкости наблюдается у структуры с меньшим диаметром $D_1 = 9,5$ нм и длиной $l_1 = 2,5$ нм при сочетании низкой температуры $T = 77$ К и высоком давлении $p = 140$ атм (см. Рис. 1).

Литература

1. Баимова Ю.А., Мулюков Р.Р., Графен, нанотрубки и другие углеродные наноструктуры: монография Баимова Ю. А., Мулюков Р. Р.// М.: РАН, 2018.
2. Krylova K.A., Baimova J.A., Lobzenko I.P., Rudskoy A.I., // Crumpled graphene as a hydrogen storage media: Atomistic simulation, Physica B: Condensed Matter. 2020 583P. 412020 // <https://doi.org/10.1016/j.physb.2020.412020>

ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Ti, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Ю.С. Юлтыева^{1,2}, К.С. Назаров², М.А. Арсланов^{1,2}, Р.Р. Мулюков^{1,2}

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа
ulias29@mail.ru

Оборудование нефте- и газодобывающих предприятий в процессе работы контактирует с агрессивными средами, такими как сероводород, углеводороды, пластовая вода и углекислый газ, что приводит к быстрой коррозии стальных поверхностей. В решении этой проблемы может помочь применение алюминия и его сплавов для производства деталей оборудования наиболее подверженных пагубному влиянию агрессивных сред, так как алюминиевые сплавы демонстрируют высокую устойчивость к коррозии. Однако в ряде случаев алюминий и его сплавы не могут обеспечить необходимую конструкционную прочность деталей. Сохранить коррозионную стойкость и получить необходимую конструкционную прочность позволит применение металломатричных композитов с алюминиевой матрицей. Разработка новых и совершенствование имеющихся методов получения металломатричных композитов является актуальной задачей. В последние годы внимание привлекают способы деформационного получения композитов. Одним из таких способов является деформационное наноструктурирование, этот способ позволяет получать соединения материалов при комнатной температуре, получать пересыщенные твердые растворы, получать механические смеси материалов, получать композиционные материалы, получать дисперсно-упрочнённые сплавы и наноструктурные материалы.

В данной работе представлены результаты термического анализа образцов металломатричного композита системы Al-Ti (алюминиевая матрица) полученного деформационным методом наноструктурирования кручением под высоким давлением 10 ГПа на наковальнях Бриджмена с углублениями. Термический анализ проводился с целью определения температур образования интерметаллидной фазы на границе Al/Ti, которая бы служила связующим звеном между Al и Ti а также естественной упрочняющей компонентой. Обычно при деформационном перемешивании металлов последующий отжиг при температурах ниже температур плавления приводит к образованию тонких прослоек соединений этих металлов. Однако в случае алюминия и титана этот процесс затруднен. В связи с этим в данной работе при получении образцов композитов были опробованы различные режимы деформирования при кручении и комбинации с промежуточными отжигами. Проведенный термический анализ методом ДСК показал, что в некоторых комбинациях на кривых ДСК присутствуют экзотермические пики, соответствующие образованию интерметаллидных фаз на границах Al/Ti. Таким образом, с помощью термического анализа удалось определить температуры промежуточных и постдеформационных отжигов необходимых для формирования естественной упрочняющей компоненты (интерметаллидной фазы) в композите системы Al-Ti.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-12-00440П) и частично в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

Работа выполнена на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА 36Н, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Н.Р. Юсупова¹, К.А. Крылова^{1,2}, Р.Р. Мулюков^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

² Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа

yusupovanelli1@gmail.com

Одним из известных железо-никелевых соединений является сплав 36Н, который содержит 36% Ni и его называют *инвар* (от латинского *invariabilis* — неизменный) [1]. Уникальность этого сплава заключается в аномально низком значении теплового коэффициента линейного расширения $\alpha \approx 1,6 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале температур от 20 до 100 $^{\circ}\text{C}$ [2]. Однако при своих уникальных свойствах сплав 36Н обладает не очень высокой прочностью и твердостью, что ограничивает его применение. В настоящей работе с помощью деформационного наноструктурирования кручением под квазигидростатическим давлением на наковальнях типа Бриджмена получен прочный инварный сплав. Микроструктура сплава 36Н после наноструктурирования представляет собой фрагменты со средним размером около 100 нм. Установлено, что микротвердость сплава 36Н в наноструктурном состоянии в 2 раза выше, чем в крупнокристаллическом (КК). Анализ предела прочности (σ_B) показал, что наноструктурирование инвара приводит к росту σ_B в 3,7 раза, а последующий отжиг в интервале температур от 380 до 500 $^{\circ}\text{C}$ приводит к снижению предела прочности сплава (Рис. 1), что связано с ростом среднего размера зерна в процессе отжига. Однако даже при температуре отжига 500 $^{\circ}\text{C}$ σ_B в 2,5 раза выше значений прочности в КК состоянии.

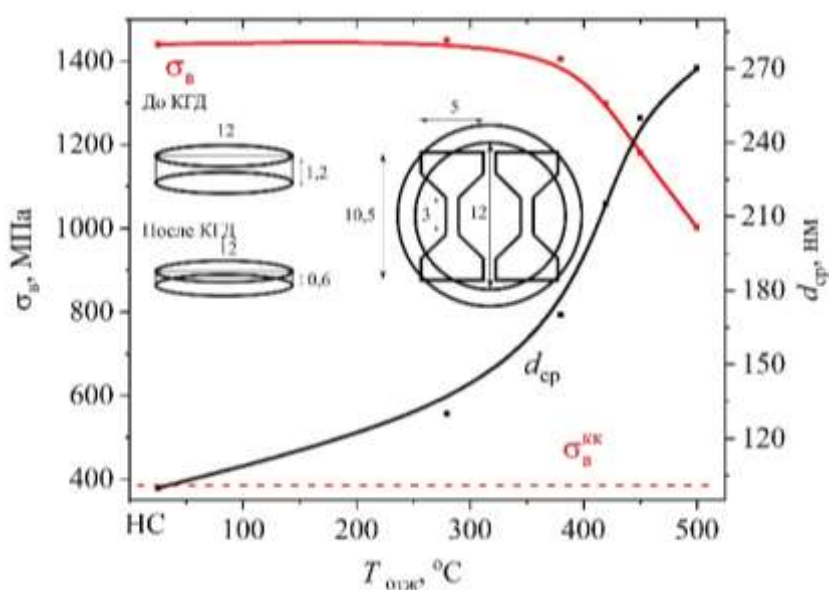


Рис. 1. Зависимость предела прочности (σ_B , красная кривая) и среднего размера зерна (d_{cp} , черная кривая) от температуры отжига ($T_{отж}$) сплава 36Н в разном структурном состоянии. Пунктирной линией показано значение σ_B в КК состоянии. На вставке показан вид образца до и после наноструктурирования, а также схема вырезания образца для испытаний на растяжение.

Литература

- ГОСТ 10994-74 Межгосударственный стандарт Сплавы прецизионные. Марки
- A. Sahoo, V.R. R. Medicherla. Materials Today: Proceedings. 43 (2), 2242 (2021)

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК Sb_2Te ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА И ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Юшков А. А., Колосов В. Ю.

Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург
yushkov.anton@urfu.ru

Образцы тонких пленок Sb_2Te с градиентом толщины исследованы методами просвечивающей электронной микроскопии. Рассмотрены процессы вынужденной кристаллизации под действием различных условий термического отжига и электронного пучка. Выявлены общие тенденции кристаллизации – конкурентное протекание процессов нуклеации и кристаллизации роста.

Теллурид сурьмы считается перспективным термоэлектриком [1] и материалом для изготовления постоянной памяти на эффекте фазового перехода [2]. Авторы [3] рассматривали процесс нуклеации в пленках Sb_2Te и сочли его «парадоксальным», ввиду невозможности установления его поверхностного либо объемного характера. Образцы были подвергнуты вакуумному отжигу при 120, 145 и 200°C в течение 48, 60 с и 90 мин. Так же проводилось экспонирование пучком ПЭМ. Для более высоких температур характерен рост более мелких кристаллов на всем протяжении градиента толщины, особенно в наиболее тонких областях, Рис. 1 а, что указывает на нуклеационный механизм. Для более продолжительного времени, меньшей температуры и большей толщины пленки характерен рост более крупных кристаллов, Рис. 1 б, что можно объяснить зарождением меньшего числа центров кристаллизации. При экспонировании пучком формируется поликристаллическая область (нуклеации), Рис. 1 в, г. За пределами центральной области видны кристаллы, вытянутые в радиальном направлении (кристаллизация роста).

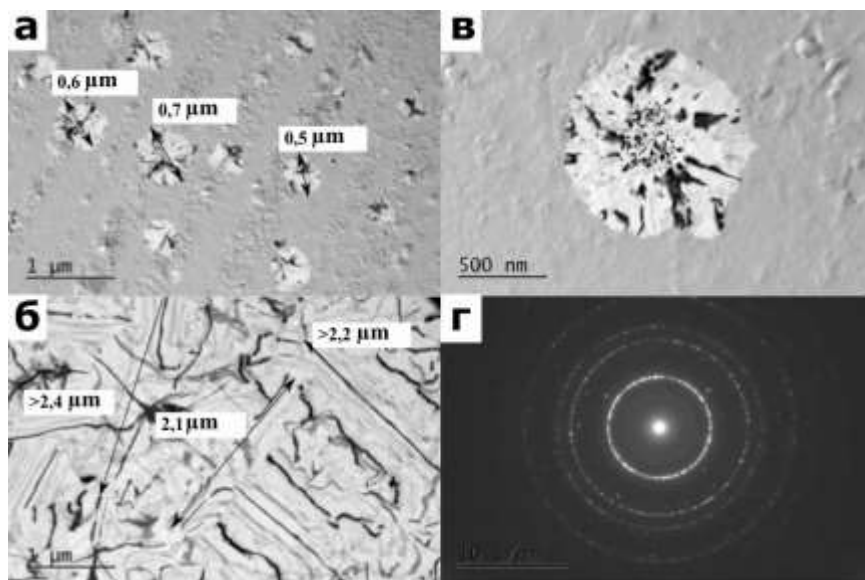


Рисунок 1. а – кристаллы в пленке Sb_2Te в начале градиента толщины; б – кристаллизованная пленка в области максимальной толщины; в – поликристаллическая область в образце после воздействия пучка ПЭМ; г – кольцевая ЭГ от области на Рис. 1в.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 20-02-00906.

Литература

- 1 Xiao, Z. // Microelectronic Engineering. – 2018. - V. 197, pp. 8-14.
- 2 Liu, G. // Solid-State Electronics. – 2017 – V. 135. - pp. 31-36.
- 3 Kooi, B. J. // Journal of applied physics. – 2004 – V. 95(9) – pp. 4714-4721.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Д.У. Абдуллина, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев ОСАЖДЕНИЕ И РАСПЫЛЕНИЕ АТОМОВ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ПАДЕНИИ, МОДЕЛИРУЕМОЕ ЦЕПОЧКОЙ ФРЕНКЕЛЯ-КОНТОРОВОЙ	3
Н. А. Авдеев, Митина А. Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗОННОЙ ДИАГРАММЫ НАНОСТРУКТУР ОКСИДА ЦИНКА	4
Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдилов, Р.Р. Загитов, М.В. Маркушев ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ, ТВЕРДОСТЬ И КОРРОЗИЮ СПЛАВА 1570С	5
С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, А.В. Ким, Е.Н. Москвичев, В.М. Чернов ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	6
Г.Р. Акманова, Н.Н. Биккулова, Р.А. Якшибаев, Д.И. Сафаргалиев, А.Р. Курбангулов, Л.В. Цыганкова ДИНАМИКА РЕШЕТКИ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ И СЕРЕБРА	7
Д.А. Аксенов, А.А. Назаров, Э.И. Фахретдинова, Р.Н. Асфандияров ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Al-Zn	8
Д.А. Аксенов, Г.И. Рааб Г.И., А.Г. Рааб А.Г., Песин А.М. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА GRADE 4, ПОДВЕРГНУТОГО АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ	9
Р.Ф. Альмухаметов, А.Д. Давлетшина, А. Казакбаев ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕГИДРАТАЦИИ ВОДНЫХ СУЛЬФИДОВ НАТРИЯ В ВАКУУМЕ	10
Н.Г. Апкадинова, К.А. Крылова ИССЛЕДОВАНИЕ СОРБЦИОННОЙ ЕМКОСТИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА РАЗНОЙ ПЛОТНОСТИ	11
М.А. Арсланов, К.С. Назаров, Ю.С. Юлтыева, С.Н. Сергеев, Р.Р. Тимирязев, Р.Р. Мулюков ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Ti С УПРОЧНЯЮЩЕЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ФАЗОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	12
Б.И. Атанов, С.Н. Галышев, Н.Г. Зарипов ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ РЕЖИМА КОМПАКТИРОВАНИЯ ПРЕФОРМЫ ИЗ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ НА ПРОЧНОСТЬ ПОЛУЧАЕМОГО КОМПАКТА	13

	Стр.
А.Х. Ахунова, Ю.А. Баимова ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ДИСЛОКАЦИОННОГО ДИПОЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАФЕНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	14
А.И. Базлов, М.С. Пархоменко, Е.В. Убыйвовк, Д.В. Гундеров СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ИПДК И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА $ZR_{62.5}CU_{22.5}AL_{10}FE_5$	15
П.В. Барков, О.Е. Глухова ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗАРЯДА И ЭЛЕКТРОННОГО ТРАНСПОРТА В ТОНКИХ ПЛЕНКАХ НАНОСЕТЧАТОГО ГРАФЕНА, В ТОМ ЧИСЛЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО КАРБОКСИЛЬНЫМИ ГРУППАМИ	16
P.V. Barkov, V.V. Shunaev, O.E. Glukhova THE GROWTH OF VERTICALLY ALIGNED CARBON NANOTUBES FROM GRAPHENE NANOMESH WITH HOLES OF DIFFERENT GEOMETRY FORM	17
А. М. Барышникова, А. М. Песин, Д.О., Пустовойтов, М.П. Барышников, Н.В. Копцева, Ю. Ю. Ефимова, И. А. Песин, Л. В. Носов, А.Е. Кожемякина ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08Ю ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ЛИСТОВОЙ ПРОКАТКЕ	18
А.М. Баязитов, Д.В. Бачурин, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ АТОМОВ МЕДИ В КАНАЛЕ ИЗ ОКТАЭДРИЧЕСКИХ ПУСТОТ	19
О.В. Бачурина, Р.Т. Мурзаев МОЛЕКУЛЯРНОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МУЛЬТИКОМПОНЕНТНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ МОД В ГЦК СТРУКТУРАХ	20
А.М. Баязитов, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХЗВУКОВЫХ 4-КРАУДИОНОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКЕ СЕРЕБРА С УЧЁТОМ ТЕМПЕРАТУРНЫХ КОЛЕБАНИЙ	21
М.Е. Беленков, В.М. Чернов ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФЕНА, ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ ГИДРОКСИЛЬНЫМИ ГРУППАМИ	22
Н.Н. Биккулова, Р.А. Якшибаев, Г.Р. Акманова, Д.И. Сафаргалиев, А.Р. Курбангулов, А.Д. Давлетшина КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН СТРУКТУРЫ, МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ СИСТЕМЫ Cu-Te	23

	Стр.
Н.Н. Биккулова, Р.А. Якшибаев, Г.Р. Акманова, Д.И. Сафаргалиев, А.Р. Курбангулов, Л.В. Цыганкова ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛА $Cu_{1.8}Se$ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	24
И. Ю. Богуш, Н. К. Плуготаренко, Т. Н. Мясоедова, В. В. Пташник ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ	25
А.И. Брилевский, М.Л. Линдеров, А.В. Данюк, Д.Л. Мерсон ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	26
И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, М.В. Маркушев, О.Ш. Ситдилов ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ НИКЕЛЯ, КРИОКАТАННОГО ДО РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ	27
А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев, Е.В. Автократова, Р.Р. Ильясов, С.В. Крымский, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРИОПРОКАТКОЙ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ НИКЕЛЯ	28
В.А. Валитов, Э.В. Галиева, Е.Ю. Классман, М.И. Нагимов НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ГЕТЕРОФАЗНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ДУПЛЕКСНОГО ТИПА	29
Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, Е.Г. Волкова, А.И. Валиуллин, А.Б. Котельников, А.А. Вопнерук ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ХРОМЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ МЕТОДОМ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	30
Р.Р. Габбасов, Э.В. Галиева, Валитов В.А. СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП975 С МИКРОДУПЛЕКСНОЙ СТРУКТУРОЙ	31
Р.Ю. Гайфуллин, И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров ФОРМИРОВАНИЕ РАВНООСНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Ni-Mn-Sn-Cu	32
Л.Х. Галиахметова, Ю.А. Баимова УСТОЙЧИВОСТЬ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ДИПОЛЕЙ В ГРАФЕНЕ	33

	Стр.
Э.В. Галиева, Е.М. Степухов, Габбасов Р.Р., Валитов В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП975	34
Р.В. Сафиуллин, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин,3, Э.В. Галиева, Е.Ю. Классман СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	35
С.Н. Галышев ВЛИЯНИЕ СДВИГОВОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНОМ НА ПРОЧНОСТЬ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА	36
Н.Я. Головина СТАРЕНИЕ СПЛАВОВ КАК MULTISCALE-ЭФФЕКТ В РАМКАХ ТЕОРИИ НАНОКОМПОЗИТОВ	37
Д.В. Гундеров, Р. Н. Асфандияров, С.Д. Гундерова, А. А. Чуракова, В.В. Астанин ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РЯДА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	38
Гундерова С.Д., Гундеров Д.В., Чуракова А. А., Рааб А.Г. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА $Ti_{10}Mo_8Nb_6Zr$, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ	39
А.А. Давлетбаков, Р.Т. Мурзаев ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ УЕДИНЕННЫХ ВОЛН (СОЛИТОНОВ) С ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ В КРИСТАЛЛЕ АЛЮМИНИЯ	40
Даниленко В. Н., Киеккужина Л. У., Назаров К. С., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ВТОРОГО ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Nb	41
А.Г. Денисова, М.Р. Шафеев, А.О. Черетаева, А.В. Полунин, М.М. Криштал СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЁВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СПЛАВЕ АК12 В ЭЛЕКТРОЛИТЕ С ДОБАВКОЙ СМЕСИ НАНОЧАСТИЦ SiO_2/Si_3N_4 В РАЗЛИЧНЫХ КОНЦЕНТРАЦИЯХ	42
С.В. Дмитриев, С.А. Щербинин, К.А. Крылова, Е.А. Корзникова МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТОЧНОСТИ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ ДЛЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	43

	Стр.
Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е., Лукьянова Е.А. УПРОЧНЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mg-X (X-Gd, Tb, Dy, Y)	44
Р.Р. Загитов, О. Ш. Ситдилов, Е.В. Автократова, М.В. Маркушев ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3%Cu В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	45
Р.И. Зайнуллин, Ш.Х. Мухтаров, А.А. Ганеев, Р.В. Шахов, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНОМ ГРАНУЛИРУЕМОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ BV751П	46
Ю.А. Захаров, Г.Ю. Сименюк, Т.О. Сергина, Н.В. Иванова, Т.А. Ларичев, И.Ю. Зыков, Ю.Н. Дудникова УГЛЕРОДМАТРИЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КОМПОЗИТЫ – НОВЫЙ ВИД ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ	47
Ю.А. Захаров, И.Н. Тихонова, Н.С. Захаров, В.М. Пугачев, А.Н. Попова, Д.М. Руссаков ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ СОСТАВОВ БОГАТЫХ Pt НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СИСТЕМ FePt И CoPt	48
Ю.Ф. Иванов, В.В. Шугуров, Е.А. Петрикова, Н.А. Прокопенко, А.Д. Тересов, О.С. Толкачев ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ БОРИРОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА	49
И.Ю. Исаева, Г.Ю. Остаева, Е.А. Елисеева, А.Л. Головин, А.Л. Васильев ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СИНТЕЗА НА ФОРМИРОВАНИЕ НИКЕЛЬ- МЕДНОГО НАНОКОМПОЗИТА	50
Д.Б. Кабирова, Н.Ф. Хайретдинов, Р.Ф. Фазлыяхметов, М.Ф. Имаев ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ ВЫПОЛНЕНИЯ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6063	51
А.М. Казаков, Р.И. Бабичева, Ю.Р. Шарапова, С.В. Дмитриев, Е.А. Корзникова ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С РАДИАЦИОННЫМИ ДЕФЕКТАМИ В ОЦК РЕШЁТКЕ	52
Ю.В. Калетина, А.Ю. Калетин, Е.Д. Грешнова СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА ПОСЛЕ ОТЖИГА И ДЕФОРМАЦИИ	53

	Стр.
Л.У. Киеккужина В.Н. Даниленко, Н.Ю. Пархимович, Д.В. Гундеров МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КОМПОЗИТА Cu-Al, ПОЛУЧЕННОГО ТРАДИЦИОННЫМ И НАКОПИТЕЛЬНЫМ КВД ПОСЛЕ ОТЖИГА	54
К.А. Ким, Д.В. Гундеров СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti18Zr15Nb, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 500 ⁰ С	55
К.К. Кирилук, Р.Ю. Гайфуллин, И.М. Сафаров, И.И. Мусабиров МИКРОСТРУКТУРА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Ni _{43.8} Mn ₄₀ Sn ₁₀ Co ₅ Cr _{1.2} В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ	56
Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН	57
Е. Ю. Классман, Э. В. Галиева, В. А. Валитов, Р. Я. Лутфуллин ВСЕСТОРОННЯЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КОВКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ТИТАНА	58
Е.Ю. Классман, Р.Я. Лутфуллин ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОПЫТНЫХ ЛИСТОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)	59
Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, М.В. Фесенюк, Н.А. Клевцова, М.Н. Тюрков, А.А. Матчин, Е.В. Носов ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	60
А.В. Савин, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИНАМИКИ УГЛЕРОДНЫХ НАНОЛЕНТ НА ГРАФЕНОВОЙ ПОДЛОЖКЕ	61
О.Е. Корольков, В.В. Столяров ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НАНОСТРУКТУРНОМ ТИТАНЕ	62
И.В. Косарев, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СТАНЕНА	63
Красулина А.Н., Сайк В.О. ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК, ИМЕЮЩИХ РАЗЛИЧНЫЕ ТИПЫ ПРОВОДИМОСТИ	64

	Стр.
А.А. Круглов СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ПОЛЫХ ТИТАНОВЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СВАРНЫХ ЗАГОТОВОК	65
А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ В ПРОЦЕССАХ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ	66
Лебединская А.Р., Рудская А.Г. АНАЛИЗ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ РЬ-СОДЕРЖАЩИХ РЕЛАКСОРОВ СО СТРУКТУРОЙ ПЕРОВСКИТА	67
Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л. О ВОЗМОЖНЫХ ПУТЯХ УЛУЧШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	68
И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, К.В. Алмаева, А.В. Ким, В.В. Линник, Е.Н. Москвичев, В.М. Чернов НОВЫЕ МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ АУСТЕНИТНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ	69
А.В. Лопатюк МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНОГО ПЛАНАРНОГО ВОЛНОВОДА	70
Р.Я. Лутфуллин ВЛИЯНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НА ТВЕРДОФАЗНУЮ СВАРИВАЕМОСТЬ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	71
Д.В. Лычагин, А.Ю. Никонов, А.А. Бибко, О.С. Новицкая МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РОСТА ПРИ НАПЛАВКЕ НАНОЗЕРЕН АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ	72
Д.К. Магомедова МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Al-6101 В КЗ И УМЗ СОСТОЯНИИ	73
Сафиуллин Р.В., Галеев Р.М., Малышева С.П. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	74
Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Хазгалиев Р.Г., Сафиуллин А.Р. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6	75

	Стр.
Маркушев М.В., Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Терешкин В.В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ КВД И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1965	76
М.Ш. Мигранов, С.Р. Шехтман, Н.А. Сухова, А.М. Мигранов, А.С. Гусев ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛОВ	77
А.В. Михайловская, О.А. Яковцева ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ВКЛАДЫ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	78
А.Ю. Моркина, Е.А. Корзникова МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО- ИНДУЦИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ Zr В РЕШЕТКЕ Al	79
Р.Т. Мурзаев, А.А. Давлетбаков РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИТА NiC	80
А.М. Мурзакаев, А.А. Юшков СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИТОВ ПРИ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ	81
М.А. Мурзинова СТРУКТУРА И ЭНЕРГИЯ МЕЖФАЗНЫХ β/α ГРАНИЦ В СПЛАВАХ ТИТАНА	82
В.В. Мухамадеева, С.В. Степанов, Г.И. Антонов, Е.Г. Екомасов УПРАВЛЯЕМАЯ ДИНАМИКА ВИХРЕЙ В СПИН-ТРАНСФЕРНОМ НАНООСЦИЛЛЯТОРЕ	83
А.А. Мухаметгалина НЕОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ В СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	84
А.А. Мухаметгалина, Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров МИКРОСТРУКТУРА МОНОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ И ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	85
М.Х. Мухаметрахимов ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-22%Al, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	86

	Стр.
Ш.Х. Мухтаров, Д.А. Карягин, А.В. Логунов, А.А. Ганеев, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	87
Р.М. Кашаев, М.И. Нагимов, А.М. Хуснуллин ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	88
Назарова Т.И., Имаев Р.М., Имаев В.М., Мулюков Р.Р. СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiAl	89
Е.В. Найденкин, И.В. Раточка, И.П. Мишин, О.Н. Лыкова ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35 ПРИ СТАРЕНИИ	90
М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, Ю.Р. Колобов ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНА VT1-0	91
Е. К. Наумов, Д. С. Рябов, Г. М. Чечин, С. В. Дмитриев ОДНОКОМПОНЕНТНЫЕ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫЕ НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ МОДЫ КВАДРАТНЫХ РЕШЕТОК	92
В.Д. Сарычев, А.Ю. Грановский, С.А. Невский, В.Е. Громов МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ РЕЛЬЕФА ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ/ПОДЛОЖКА» ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОДНИКОВ	93
М.А. Никитина, А.А. Фрик, Р.К. Исламгалиев ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И УСТАЛОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	94
Неулыбин С.Д., Пермьяков Г.Л., Овчинников И.П., Перминов А.В., Щицын Ю.Д., Вотинов Г.Н., Карунакаран К.П. РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРОДУКТАМИ ЭРОЗИИ ЭЛЕКТРОДОВ ДУГОВОГО ПЛАЗМОТРОНА	95
Г.Ю. Остаева, И.Ю. Исаева, И.В. Моренко, Е.А. Елисеева ФОРМИРОВАНИЕ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ НАНОЧАСТИЦ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССАХ АЗОТИРОВАНИЯ СТАЛИ	96

	Стр.
Паршукова К.Н. , Секушин Н.А., Макеев Б.А., Кржижановская М.Г., Королева А.В., Жук Н.А СИНТЕЗ, РФЭС И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИКОМПОНЕНТНОГО ПИРОХЛОРА	97
И.Е. Пермякова, А.А. Иванов, О.П. Черногорова ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Ni-B	98
Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Главатских М.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА Al-Cu-Y-Zr-Cr	99
Поленок М. В., Хафизова Э. Д ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-4Ag-1Cu	100
Н.А. Полехина, В.В. Линник, И.Ю. Литовченко, К.В. Алмаева, В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЙ	101
А.В. Полунин, А.О. Черетаева, А.Г. Денисова, М.Р. Шафеев, Е.Д. Боргардт, А.В. Кацман, М.М. Криштал О ВЗАИМОСВЯЗИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК И СВОЙСТВ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ МЛ10	102
П.В. Полякова, Ю.А. Баимова МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	103
Ю.А. Пухачева, П.В. Полякова, Ю.А. Баимова ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА АЛЮМИНИЙ- МЕДЬ, ПОЛУЧЕННОГО ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	104
В.В. Пучкина ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГРАФЕНА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	105
Рааб А.Г., Пустовойтов Д.О. Ценев Н.К. Песин А.М. АСИММЕТРИЧНАЯ ПРОКАТКА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ	106
И. А. Рамазанов, Е.В. Бобрук, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО УЛЬТРОМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg	107

	Стр.
Е.А. Рожнова, Л.Р. Сафина, Ю.А. Баимова ПОДБОР ПАРАМЕТРОВ ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СИСТЕМЫ А1/ГРАФЕН	108
О.А. Руденко, А.А. Круглов, Р.Р. Мулюков, В.Р. Ганиева, О.П. Тулупова, Ф.У. Еникеев ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ПОЛЫХ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ	109
Д. А. Рыжкова, Ю. Я. Гафнер ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРНОЙ ГРАНИЦЫ ПЕРЕХОДА ОТ АМОРФНОЙ МОРФОЛОГИИ К ГЦК ФАЗЕ ДЛЯ НАНОКЛАСТЕРОВ СЕРЕБРА	110
Е.П. Рыльченко, Б.А. Макеев, Д.М. Сивков, Р.И. Королев, Н.А. Жук ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ $\text{Bi}_{2-x}\text{Cr}_{1/6}\text{Mn}_{1/6}\text{Fe}_{1/6}\text{Co}_{1/6}\text{Ni}_{1/6}\text{Cu}_{1/6}\text{Ta}_2\text{O}_{9+\Delta}$ СО СТРУКТУРОЙ ПИРОХЛОРА	111
А.И Салихов, Э.Д. Хафизова ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-Cu-3Ag	112
А.А. Саркеева, А.А. Круглов ХАРАКТЕРИСТИКИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННО-СВАРНОГО СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ VT20	113
А.А. Саркеева, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОЛОЙ ТИТАНОВОЙ ЛОПАТКИ АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ	114
Л.Р. Сафина, Ю.А. Баимова СКОМКАННЫЙ ГРАФЕН КАК МАТРИЦА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТА МЕТАЛЛ-ГРАФЕН С УЛУЧШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	115
Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ	116
Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Закирова А.А., Хазгалиев Р.Г., Алетдинов А.Ф., Сафиуллин А.Р., Берестов А.В., Плаксина Е.А. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6	117
С.З. Сахапов, В.А. Андрющенко ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ НАНОСТРУКТУР В ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ В ГЕЛИИ, АРГОНЕ И АЗОТЕ	118

	Стр.
С.Н. Сергеев, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, П.Д. Недзвецкий, С.В. Гладковский СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ	119
Серебряков Е.А., Шпынова А.Д., Королев Р.И., Секушин Н.А., Селютин А.А., Макеев Б.А., Жук Н.А. ОПТИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОЙ КЕРАМИКИ $\text{Bi}_2\text{Mg}_{1-x}\text{Cr}_x\text{Ta}_2\text{O}_{9.5-\Delta}$ СО СТРУКТУРОЙ ПИРОХЛОРА	120
О. Ш. Ситдигов ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОМЫШЛЕННОМ Al-Cu СПЛАВЕ В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	121
Смовж Д.В., Скирда М.С. ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СИНТЕЗ МАГНИТНЫХ Mn-Fe-C НАНОЧАСТИЦ	122
Е.М. Степухов, Э.В. Галиева, Классман Е.Ю., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ЭК79, ЭП975 И ЭП741НП	123
В.В. Столяров ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ТОКОМ, В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И КРУПНОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ	124
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М. ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРНО- ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛ $\Leftrightarrow$ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	125
А.А. Терегулова, Г.Д. Худододова, О.Б. Кулясова ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ УМЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-1%Ca, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ	126
Р.Р. Тимирязев, К.С. Назаров, Р.Х. Хисамов, Р.Р. Кабиров, Г.Ф. Корзникова, Р.У. Шаяхметов, Г.Р. Халикова, С.Н. Сергеев, Р.Р. Мулюков СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al-Nb, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 10 ГПа	127
В.В. Титов, Д.В. Гундеров, В.В. Астанин ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОС СДВИГА ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ВСТЫК ОБРАЗЦОВ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr	128

	Стр.
Т.В. Трегубова, И.М. Трегубов, О.В. Стогней ВЛИЯНИЕ БЕСКИСЛОРОДНОЙ МАТРИЦЫ MgF_2 НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$	129
И.И. Тувалев, А.И.Моркина, Р.Т. Мурзаев, Ю.Р. Шарапова АНАЛИЗ МЕЖАТОМНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В РЕШЕТКЕ ВОЛЬФРАМА И ВАНАДИЯ	130
С.В. Устюжанина, Е.А. Корзникова, А.А. Кистанов ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ДВУМЕРНОГО ХЛОРИДА МАГНИЯ	131
Ф.З. Утяшев, Р.Ю. Сухоруков МЕТОД КРУЧЕНИЯ С ОСЕВЫМ НАГРУЖЕНИЕМ ЗАГОТОВОК КАК ЭФФЕКТИВНАЯ АЛЬТЕРНАТИВА «ГАТОРАЙЗИНГ ПРОЦЕССУ» ИЗГОТОВЛЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ	132
Э.А. Ушанова, Н.Ю. Золоторевский, В.В. Рыбин, С.Н. Петров ОСОБЕННОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОЙ И ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ	133
А.Г. Фазлитдинова, В.А. Тюменцев ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ	134
Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. ФОРМИРОВАНИЕ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ СПЛАВА Cu-Cr-Ag С ОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ РКУП – КОНФОРМ	135
Е.В. Фомин, А.Е. Майер ЭВОЛЮЦИЯ ГЦК КРИСТАЛЛОВ С ТРОЙНЫМИ ТОЧКАМИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ	136
А.А. Фрик, М.А. Никитина, Р.К. Исламгалиев ПОВЫШЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ 9- 12 % Cr	137
Н.Ф. Хайретдинов, Р.Р. Латыпова, Д.Б. Кабирова, М.Ф. Имаев, Р.Ф. Фазлыяхметов МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК12Д ПОСЛЕ ОБРАБОТКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ	138

	Стр.
Н.Ф. Хайретдинов, Д.Б. Кабирова, М.Ф. Имаев ВЛИЯНИЕ ОСЕВОГО УСИЛИЯ ПРИ БЕСПИНОВОЙ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТЫКОВОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6063	139
А.Р. Халиков, Ю.В. Бебихов, С.В. Дмитриев ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СО СТРУКТУРОЙ $L1_0$	140
Э.Д. Хафизова, М.В. Поленок, А.И. Салихов, Р.К. Исламгалиев СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zn-Cu-Ag ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	141
Хомутов М.Г., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИСТОВ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Ti-Er-Mn	142
Г.Д. Худододова, О.Б. Кулясова, Р.К. Исламгалиев СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТНЫЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВ СПЛАВА Mg-1%Zn, ОБРАБОТАННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	143
А.А. Чуракова, Э.М. Каюмова ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ В СПЛАВАХ TiNi РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	144
М.Р. Шагиев, А.А. Круглов, О.А. Руденко, М.А. Мурзинова СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ 700°C	145
Я.С. Шадрина, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, В.И. Копылов, А.А. Бобров, Н.Н. Берендеев ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОДОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	146
Э.Р. Шаяхметова УЛЬТРАЗВУКОВАЯ КОНСОЛИДАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ	147
В.В. Шеховцов ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД $\beta\text{-SiO}_2 \leftrightarrow \alpha\text{-SiO}_2$ В НАНОРАЗМЕРНОМ ДИОКСИДЕ КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОМ В СРЕДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ	148
Ширмаева А. А., Апкадирова Н. Г., Крылова К.А. ВЛИЯНИЕ ДЛИНЫ И ДИАМЕТРА ЧЕШУЙКИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА НА СОБЫЦИОННУЮ ЁМКОСТЬ	149

	Стр.
Ю.С. Юлтыева, К.С. Назаров, М.А. Арсланов, Р.Р. Мулюков ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Ti, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	150
Н.Р. Юсупова, К.А. Крылова, Р.Р. Мулюков ВЛИЯНИЕ МИРОСТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА 36Н, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	151
Юшков А. А., Колосов В. Ю. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК Sb ₂ Te ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА И ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА	152

Научное издание

**ОТКРЫТАЯ ШКОЛА-КОНФЕРЕНЦИЯ СТРАН СНГ
«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»**

Сборник тезисов докладов

**(г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия
3-7 октября 2022 г.)**

*За достоверность информации, изложенной в тезисах докладов,
ответственность несут авторы.*

Статьи публикуются в авторской редакции

*Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.*

Подписано в печать 22.09.2022 г. Формат 60х84/16.

Усл.печ. л. 9,78. Уч.-изд. л. 10,2.

Тираж 300 экз. Изд. № 87. Заказ 599.

*Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*

*Отпечатано на множительном участке
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*